

HUMBERTO TOSHIAKI DA SILVA OGATA

DETERMINAÇÃO DA INFLUÊNCIA DAS TENSÕES RESIDUAIS NAS
PROPRIEDADES DE FADIGA EM AÇO SAE 8620 PROCESSADO
COM DIFERENTES PROFUNDIDADES DE CAMADA
DE CEMENTAÇÃO.

Dissertação apresentada ao Programa Interdisciplinar
de Pós-Graduação da Universidade Federal do Paraná,
como parte dos requisitos para a obtenção do grau de
mestre em Ciências dos Materiais.

Orientadora: Prof^a Dr^a Ana Sofia Clímaco D'Oliveira.

Co-orientados: Prof. Dr. Paulo Sergio C. Pereira da
Silva.

CURITIBA
2003

A memória de meus Pais
A minha esposa Elizete
Aos meus filhos Tatiana, Marcos e Ana Carolina

Agradecimentos

À Universidade Federal do Paraná na pessoa do Prof. Dr Oscar Felipe Von Meien, excelentíssimo coordenador do Programa interdisciplinar de Pós-Graduação.

A Prof^a. Dr^a. Ana Sofia Clímaco D'Oliveira e ao Prof. Dr. Paulo Sergio C. Pereira da Silva pela orientação, dedicação, paciência e apoio durante a execução deste trabalho.

A minha esposa e meus filhos pela compreensão, paciência e apoio nesta empreitada.

A Robert Bosch nas pessoas dos Srs. Wilson Roberto Miccoli, Heinz Heber, Ronaldo Reimer e Zequiel Stella pela oportunidade e apoio na realização do curso de pós-graduação e deste trabalho.

Ao colega mestrando Rogério M. Pitella pelo trabalho em equipe e amizade.

Aos colegas de trabalho Marco Valente, Sergio Santos, Ivan L. Silva, César Comandulli, Rodrigo Giuriatti, Armando Moreira, Jairo Beckert, Édio Bonato e Rui Vieira pelo auxílio nos diferentes processos do tratamento térmico, laboratório metalográfico e físico.

A Deus, por todas estas pessoas que Ele colocou em meu caminho.

Resumo

Este trabalho avalia a influência das tensões residuais nas propriedades de fadiga do aço de construção mecânica tipo SAE 8620. Nos corpos de prova foram aplicados tratamentos termo-químico de cementação e térmicos de têmpera, subzero e revenido. As camadas cementadas foram planejadas para condições limítrofes dos corpos de prova, variando desde a espessura de 0,1mm até uma profundidade maior que a metade da espessura destes corpos de prova, caracterizando, neste caso, a ausência do núcleo original, fato que é conhecido na prática como camada cruzada. Todos os tratamentos foram caracterizados por ensaios de dureza, de medição da camada cementada e metalografia.

As tensões residuais e a resistência à fadiga foram medidas após cada etapa do tratamento térmico para a avaliação da influência da não execução do ciclo completo e a sua relação com a profundidade de camada.

A medição das tensões residuais mostra que para as camadas menores a tensão é de compressão, não importando a etapa do tratamento térmico em que o corpo de prova foi avaliado e que, a medida em que a camada tende para o máximo, a tensão residual se inverte, se tornando trativa.

Para os ensaios de fadiga foram projetados e construídos dispositivos de fixação e para aplicação da carga, sendo utilizado um equipamento de ensaio do tipo Wöhler. A resistência à fadiga, da mesma forma que a tensão, se mostra associada ao tratamento térmico, variando de maneira inversamente proporcional com a espessura da camada. Foi executada, ainda, a avaliação metalográfica dos corpos de prova fraturados durante o ensaio de fadiga, em microscópio eletrônico de varredura para a determinação do caráter da fratura.

Abstract

This work studied the influence of the residual stresses on the fatigue properties of a SAE 8620 steel. Specimens were submitted to a thermochemical treatment of carburizing after which they were quenched, deep-frozen and tempered. The depth cases were planned for special conditions considering the thickness of the specimens. The cases varied from 0,1mm to a depth larger than half of the specimen's thickness, and for these large cases the original core will completely disappear. This effect is known like an overlapped carburized case. The features of these heat treatments were determined by a hardness tests, measurement of case depth and metallographic analysis.

The residual stresses and the fatigue strength curves were determined after each stage of the heat treatment, and were correlated with the case depth.

Results showed that the residual stresses are compressive for specimens having lower core thickness and for overlapping cases, that is, when there is no more original core, the residual stresses are always tensile and do not reverse to a compressive after deep freezing or tempering.

Additional fixtures for running fatigue tests, with conventional Wöhler test equipment, were designed and the measured fatigue life, like the residual stresses properties, has close association with the heat treatment. Its behavior is inversely proportional to the case depth. The metallographic structures of the fractured specimens were tested in a SEM to determine the character of the fracture.

Sumário

1 – Introdução.....	1
2 – Revisão Bibliográfica	4
2.1 - Aços.....	4
2.1.1 – Aço SAE 8620.....	7
2.2 – Tratamento Térmico	8
2.2.1 - Cementação	9
2.2.1.1 – Cementação Gasosa.....	12
2.2.2 – Tratamento Térmico após a Cementação	17
2.2.3 – Medição da Profundidade da Camada Endurecida.....	20
2.3 - Fadiga.....	22
2.3.1 – Tensões Cíclicas	23
2.3.2 – O Processo de Fadiga	27
2.3.3 – Formação da falha por fadiga – Início do processo de Fadiga.....	28
2.4 - Tensão Residual	39
2.4.1 – Tipos de Tensão Residual.....	40
2.4.2 – Mecanismos de Geração de Tensão Residual.....	42
2.4.2.1 – O Efeito da Austenita Retida.....	46
2.4.3 – Propriedades da Fadiga Afetadas pela Tensão Residual	47
2.4.4 – Métodos de Medição das Tensões Residuais	49
2.4.4.1 – Técnicas de Ultra-Som	50
2.4.4.2 – Métodos Magnéticos	50
2.4.4.3 – Métodos mecânicos	51
2.4.4.3.1 – Método do Furo	53
2.4.4.4 – Difratometria de Raios-x	57
2.4.4.4.1 – Princípios da Medição da Tensão Residual Por Difração de Raios - X	58
2.4.4.4.2 – Difração de Raios-X.....	58
2.4.4.4.3 – Método de Medição por Difração de Raio-X.....	60
3 – Materiais e Métodos	64
3.1 – Ensaio Preliminar – Profundidade de Camada Cementada Fixa e Espessura Variável	64
3.1.1 – Materiais do ensaio preliminar	64
3.1.2 – Método do ensaio preliminar.....	65
3.2 – Ensaio Finais – Espessura Fixa e Profundidade de Camada Cementada Variável.....	66
3.2.1 – Materiais Utilizados.....	66
3.2.2 – Método.....	71
3.2.3 – Tratamento Térmico	72
3.2.4 – Exame do Tratamento Térmico	77
3.2.5 – Medição da Tensão Residual.....	78
3.2.6 – Ensaio de Fadiga.....	79
3.2.7 – Exames após o Ensaio de Fadiga.....	82
4 – Resultados e Discussão.....	83
4.1 – Resultados e discussões dos ensaios preliminares.....	83
4.1.1 – Principais Observações do Trabalho Preliminar.....	86
4.2 – Resultados e discussões dos ensaios finais.....	88

4.2.1 – Corpos de prova e metodologia	88
4.2.2 – Tratamentos Térmicos, Ensaios de Dureza e Profundidade de Camada	89
4.2.3 – Ensaios de Metalografia	92
4.2.3.1 – Metalografia após o Processo Completo	92
4.2.3.2 – Metalografia dos Processos Intermediários	101
4.2.4 – Ensaios de Tensão Residual	102
4.2.5 – Ensaios de Fadiga	108
4.2.6 – Análise de falha	118
5 – Conclusões	123
6 – Sugestões para trabalhos futuros	124
7 – Referências Bibliográficas	125

Índice de Figuras

FIGURA 2.1 – Diagrama de equilíbrio Fe-C [9]	11
FIGURA 2.2 – Diagrama de resfriamento contínuo para o aço AISI 8620 cementado[11]. ...	17
FIGURA 2.3 – Representação esquemática da medição da profundidade de camada (Eht) de acordo com a norma DIN [35].....	21
FIGURA 2.4 – Tipos de tensões cíclicas [40]	23
FIGURA 2.5 – Diagrama de Wöhler (curva S-N) [40].	24
FIGURA 2.6 – Representação esquemática da curva de Wöhler, mostrando o limite de fadiga. [40]	25
FIGURA 2.7 – Curvas representando a probabilidade de falha [9].	26
FIGURA 2.8 (a) – Parâmetros básicos da mecânica da fratura [40]. (b) – Linha de força mostrando as distribuições de tensão em um corpo com trinca.	28
FIGURA 2.9 – Sistemas de coordenadas para o cálculo da tensão agindo na ponta de uma trinca de canto, com comprimento a [40].	29
FIGURA 2.10 – Representação das tensões agindo na ponta de uma trinca [40].....	29
FIGURA 2.11 – Avanço de uma trinca por Fadiga [40, 3].	31
FIGURA 2.12 – Representação esquemática mostrando os estágios I e II da propagação de uma trinca da fadiga em metais policristalinos [9].	31
FIGURA 2.13 – Representação de uma fratura por fadiga em aço, mostrando o início e a propagação da trinca por fadiga (marcas de praia e estrias) e a ruptura final [40].	33
FIGURA 2.14 – Laços de histerese para carregamento de um material elástico[41].	33
FIGURA 2.15 – Laço de histerese - metal elástico-plástico carregado ciclicamente [41].	34
FIGURA 2.16 – Notações para um laço simétrico [41].	35
FIGURA 2.17 – Comportamento de um material que está sujeito a uma amplitude de tensão constante [41].	35
FIGURA 2.18 – Um material que sofre esforços cíclicos, com amplitude de tensão constante, demonstra seu endurecimento em um gráfico “ $\epsilon - t$ ” e, com a conseqüente histerese nas curvas “s - ϵ ” [41].	35
FIGURA 2.19 – Um material que sofre um esforço cíclico com amplitude de tensão constante demonstra seu endurecimento em um gráfico “ $\epsilon - t$ ” e, com a conseqüente histerese na curva “s - ϵ ” [41].	36
FIGURA 2.20 – Comportamento de um material que está sujeito a uma amplitude de deformação constante [41].	36
FIGURA 2.21 – Um material sob esforço cíclico com amplitude de deformação constante apresentando amolecimento em um gráfico “s-t”, com a conseqüente histerese na curva “s - ϵ ” [41].	36
FIGURA 2.22 – material sob esforço cíclico com amplitude de deformação constante apresentando amolecimento, com a conseqüente histerese na curva “s - ϵ ” [41].	37
FIGURA 2.23 – Em um material que sofre amolecimento, a estabilização da tensão ocorre entre 20 a 40% da vida total de um ensaio com controle de amplitude de deformação[41].	37
FIGURA 2.24 – Exemplos de vários tipos de curvas cíclicas “tensão-deformação”	38
FIGURA 2.25 – Padrão típico de distribuição de tensões residuais ao longo da seção transversal do corpo de prova. A1, A2, A3 = áreas; M = Momento, σ_t = Tensão de tração; σ_c = tensão de compressão [44].	41

FIGURA 2.26 – Ilustração esquemática do desenvolvimento das TR's na seção longitudinal de uma barra cilíndrica de aço, no qual a transformação do núcleo precede a da camada durante resfriamento [14].	44
FIGURA 2.27 – Ilustração esquemática do desenvolvimento das TR's na seção longitudinal de uma barra cilíndrica de aço, no qual a transformação da camada precede a do núcleo, durante o resfriamento [17].	45
FIGURA 2.28 – Ilustração esquemática da distribuição das três tensões principais que podem ser desenvolvidas no resfriamento de materiais metálicos.[14].	46
FIGURA 2.29 – Ilustração esquemática da redução do nível de tensão aplicada devido à presença de tensão residual de compressão.	47
FIGURA 2.30 – Propriedades de fadiga em uma série de aços ao Cr/Mo cementados e o correspondente pico de tensão residual medido, mostrando a maneira pela qual a temperabilidade do aço básico influi nas propriedades de fadiga [14].	48
FIGURA 2.31 – Representação esquemática do furo brocado e da posição do extensômetro.	53
FIGURA 2.32 – Deformações aliviadas (de um exemplo numérico) comparadas com a ASTM E837.	55
FIGURA 2.33 – Difração de raios X por planos atômicos (A-A' e B-B').	59
FIGURA 2.34 – Estado plano de tensões em uma superfície livre, mostrando a alteração no parâmetro de rede com giro de ψ para a tensão σ_{ϕ} paralela ao plano a superfície. Amostra com $\psi=0^{\circ}$, de modo a medir-se d_{\perp} ; amostra com $\psi= \psi^{\circ}$, de modo a medir-se $d_{\phi\psi}$.	60
FIGURA 3.1 - Geometria dos corpos de prova	64
FIGURA 3.2 – Geometria dos corpos de prova	66
FIGURA 3.3 – Representação esquemática da forma como o corpo de prova foi produzido a partir de uma barra de aço redonda.	67
FIGURA 3.4 – Vista do corpo de prova.	67
FIGURA 3.5 –Fotomicrografia da seção transversal. (a) - Periferia; (b) - Núcleo. Ataque com Nital a 3% (ácido nítrico PA, diluído em álcool), aumento de 100X.	68
FIGURA 3.6 – Dispositivo de fixação e punção para o ensaio de fadiga.	70
FIGURA 3.7 –Fluxograma para definição da seqüência de atividades e experimentos.	71
FIGURA 3.8 – Forno de câmara com atmosfera protetora, tipo “in-out”, com dimensões úteis: l=600mm; a =500 mm , c =1060 mm e capacidade de carga de 600kg.	73
FIGURA 3.9 – Desenho esquemático do sistema de funcionamento do forno de câmara. Estão claramente definidos as 4 posições possíveis nas quais a carga pode ser colocada: antecâmara com duas posições, banho de óleo e câmara de aquecimento.	73
FIGURA 3.10 – Cuba criogênica para operação de subzero por imersão em nitrogênio líquido.	75
FIGURA 3.11 –Forno de revenimento com possibilidade de se operar com vácuo e atmosfera de N ₂ para proteção das peças contra oxidação.	76
FIGURA 3.12 – Durômetro Vickers para medição da dureza da camada efetiva de cementação com movimentação e indentação automática.	77
FIGURA 3.13 – Difratômetro de Raios-X, com Soft e Hardware dedicado à medição de austenita retida e tensão residual.	78
FIGURA 3.14 – Máquina de ensaio de fadiga – Amsler de alta frequência.	79
FIGURA 3.15 –Diagrama esquemático da máquina de ensaio a fadiga AMSLER HFP 1478.	80
FIGURA 3.16 –Microscópio eletrônico de varredura com microsonda acoplada.	82
FIGURA 4.1 – Seção transversal dos corpos de prova com diferentes espessuras após a cementação. Aumento de 25 x, ataque de nital a 3% (HNO ₃ diluído em álcool).	84

FIGURA 4.2 - Micrografia da camada cementada do corpo de prova nº3, espessura de 8 mm, com ampliação de 200 x, ataque de nital a 3% -martensita e poucos carbonetos.	84
FIGURA 4.3 - Micrografia da camada cementada do corpo de prova nº 9, espessura de 2 mm, com ampliação de 200 x, ataque de nital a 3% - martensita e carbonetos.....	85
FIGURA 4.4 – Valores da tensão residual em corpos de prova com diferentes espessuras cementados em um mesmo processo de tratamento térmico, para camada efetiva de cementação de 2mm. Os corpos de prova mais espessos apresentam núcleo original e os de menor espessura, camada cruzada.	86
FIGURA 4.5 – Comparação do gradiente de dureza obtido na camada cementada dos corpos de prova, com processo completo de tratamento térmico. Nota-se que nos CP com camada de 1,5 e 2,0 mm apresentam camada cruzada.	91
FIGURA 4.6– CP com profundidade de camada de 0,1mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação: 100 e 500 X respectivamente. Ataque: Nital a 3 %.	93
FIGURA 4.7 – CP com profundidade de camada de 0,4mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação: 100 e 500 X respectivamente. Ataque: Nital a 3 %.	94
FIGURA 4.8 - CP com profundidade de camada de 0,8mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação:100 e 500 X respectivamente. Ataque: Nital a 3 %.	95
FIGURA 4.9 - CP com profundidade de camada de 1,2mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação:100 e 500 X. Ataque: Nital a 3 %.	96
FIGURA 4.10 - CP com profundidade de camada de 1,5mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação(b). Ampliação:100 e 500 X.. Ataque: Nital a 3 %.	Erro! Indicador não definido.
FIGURA 4.11 - CP com profundidade de camada de 2,0mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação(b). Ampliação:100 e 500 X. Ataque: Nital a 3 %.	98
FIGURA 4.12 – (a) Detalhe da microestrutura do núcleo do CP com camada de 0,1mm – (b) Detalhe de microestrutura do núcleo do CP com camada cementada de 2,0mm. Ataque: Nital a 3 %.	99
FIGURA 4.13 – CP com camada 0,1mm - (a) Após a operação de têmpera — (b) Após as operações de têmpera e subzero - Ataque: Nital 3,0 %, aumento 100 X.	101
FIGURA 4.14 – CP com camada 2,0mm - (a) Após a operação de têmpera— (b) Após as operações de têmpera e subzero - Ataque: Nital 3,0 %, aumento 100 X	102
FIGURA 4.15 – Curva “distância x $\sin^2\psi$ ” gerada na medição das tensões residuais.	103
FIGURA 4.16– Valores da tensão residual média dos CP nas diferentes etapas do processo de tratamento térmico.	105
FIGURA 4.17 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm, no estado temperado.	108
FIGURA 4.18 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm, no estado temperado e com a operação de sub zero.	109
FIGURA 4.19 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm, no estado temperado, sub zero e revenido.	109
FIGURA 4.20 – Resultados <i>sobrepostos</i> dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm.	110
FIGURA 4.21 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm, no estado temperado.	110

FIGURA 4.22 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm, no estado temperado e com a operação de sub zero.	111
FIGURA 4.23 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm, no estado temperado, sub zero e revenido.	111
FIGURA 4.24 – Resultados <i>sobrepostos</i> dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm.	112
FIGURA 4.25 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,5 mm, no estado temperado.	112
FIGURA 4.26 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,5 mm, no estado temperado e com a operação de subzero.	113
FIGURA 4.27 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,5 mm, no estado temperado, subzero e revenido.	113
FIGURA 4.28 – Resultados <i>sobrepostos</i> dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm.	114
FIGURA 4.29 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm, no estado temperado.	114
FIGURA 4.30 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm, no estado temperado e com a operação de subzero.	115
FIGURA 4.31 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm, no estado temperado, sub zero e revenido.	115
FIGURA 4.33 – Resultados <i>sobrepostos</i> dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm.	116
FIGURA 4.34 – Gráfico de barras indicando a carga aplicada a partir da qual o corpo de prova resistiu a um número de ciclos maior que 10^7	116
FIGURA 4.35 - (a), (b), (c), (d) – Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 0,1mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $2,7 \times 10^5$ ciclos e 8,5 kN, no ensaio de fadiga.	118
FIGURA 4.36 - (a), (b), (c), (d) – Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 1,2 mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $1,1 \times 10^6$ ciclos e 6,0 kN, no ensaio de fadiga.	119
FIGURA 4.37 - (a), (b), (c), (d)– Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 1,5 mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $1,1 \times 10^6$ ciclos e 5,5 kN, no ensaio de fadiga.	120
FIGURA 4.38 - (a), (b), (c), (d) – Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 2,0 mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $7,6 \times 10^5$ ciclos e 2,5 kN, no ensaio de fadiga.	121

Índice de Tabelas

TABELA 2.1 – Mecanismos básicos de geração de TR em diferentes processos de fabricação e beneficiamento e suas interações [44].	42
TABELA 2.1 – Continuação	42
TABELA 3.1 - Composição Química	64
TABELA 3.2. Seqüência e parâmetros do tratamento térmico	65
TABELA 3.3. - Parâmetros para medição de tensão residual.	65
TABELA 3.4 – Composição química do aço SAE 8620 (% peso)	68
TABELA 3.5 – Avaliação do grau de pureza da matéria prima para confecção dos CP.	69
TABELA 3.6 – Dureza dos corpos de prova.	69
TABELA 3.7 – Parâmetros utilizados para cementação	74
TABELA 3.8 – Parâmetros utilizados para a seqüência dos tratamentos térmicos.	74
TABELA 4.1 - Resultados dos exames x espessura dos corpos de prova	83
TABELA 4.2 - Valores da tensão residual x espessura do corpo de prova	85
TABELA 4.3 – Dureza superficial dos corpos de prova nas diferentes etapas do processo	90
TABELA 4.4 - Medição da TR após a operação de têmpera.	104
TABELA 4.5 - Medição da TR após a operação de sub-zero.	104
TABELA 4.6 - Medição da TR após a operação completa de tratamento térmico.	105

Lista de Siglas e Símbolos

Símbolo	Significado
K	Fator de Tensão; Fator de intensidade de tensão
K_I	Fator intensidade de tensão - Modo I
K_C	Fator de intensidade de tensão crítico
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico - modo I
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius
γ	Fase austenítica do aço
α	Fase ferrítica do aço
AGA	American Gas Association
M _I	Temperatura de início da transformação da austenita em Martensita
M _f	Temperatura de final da transformação da austenita em Martensita
HV	Dureza pelo método Vickers
HRC	Dureza pelo método Rockwell - escala C
σ_{Max}	Tensão máxima aplicada
σ_{Min}	Tensão mínima aplicada
σ_m	Tensão média
σ_R	Amplitude da Tensão
R	Razão entre tensão máxima e mínima
σ_c	Tensão de compressão
σ_t	Tensão de tração
Curva S-N	Curva relacionando número de ciclos e tensão aplicada
N _f	Limite de fadiga
P	Probabilidade de falha no ensaio de fadiga
a	Comprimento de trinca
ε	Deformação %
E	Módulo de elasticidade
TR	Tensão residual
A ₁	Área sob tração fig. 2.25
A ₂	Área sob compressão fig. 2.25
A ₃	Área sob tração fig. 2.25
M	Momento

CCT	Diagrama de resfriamento contínuo
TTT	Diagrama de resfriamento isotérmico
DRX	Difratômetria de raios-x
BNA	Barkhausen Noise Analysis
TUS	Técnica de Ultra Som
n	número inteiro
λ	Comprimento de onda
θ	Ângulo de Bragg
d	Distância interplanar
ψ	Ângulo de giro da amostra com relação ao eixo do goniômetro
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	Deformação residual definida pelos ângulos ψ e φ
σ_{φ}	Tensão residual na direção φ
$\sigma_{\varphi\psi}$	Tensão residual definida pelos ângulos ψ e φ
σ_1	Tensão residual na direção 1
σ_2	Tensão residual na direção 2
σ_3	Tensão residual na direção 3
ν	Coeficiente de Poisson
d_0	Distância interplanar para amostra sem deformação
$d_{\varphi\psi}$	Distância interplanar para amostra na posição ψ , φ
d_{\perp}	Distância interplanar para amostra na posição \perp
ε_1	Deformação principal na direção 1
ε_2	Deformação principal na direção 2
ε_3	Deformação principal na direção 3
Nital	Reagente metalográfico
ABNT	Associação Brasileira de Normas
ISO	International Standardisation Organization
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing Materials
SAE	Society for Automotive Engineers
DIN	Deutsch Industrie Normen
AISI	American Iron and Steel Institute
BS	British Standard
AFNOR	Association Française de Normalization

1 – INTRODUÇÃO

Nas bibliografias e nos cursos de tratamento térmico a maior ênfase dada durante a abordagem do processo de tratamento térmico para obtenção de peças com camadas cementadas é que estas peças de aço têm a finalidade de resistir além do desgaste provocado por atrito, também a esforços de flexão ao mesmo tempo em que o núcleo permanece dúctil e tenaz [11, 19-21]. Porém, além de aumentar a dureza e, conseqüentemente, a resistência ao desgaste, há um aumento na vida da fadiga devido ao aparecimento de tensões residuais de compressão na camada cementada [38]. Os estados de tensão residual (TR) são grandes fontes de preocupação para os projetistas de todos os componentes de engenharia. As tensões residuais são facilmente introduzidas, mas são difíceis de serem aliviadas ou redistribuídas, sendo estes processos de alívio de tensões, principalmente para componentes grandes ou estruturas difíceis transportar ou manusear, normalmente caros, incompletos e de risco, pois podem provocar deformações não desejadas no componente. Como alternativa, as tensões residuais podem ser, freqüentemente, introduzidas intencionalmente nas peças, tendo como objetivo os seus aspectos positivos [2, 3, 25]. A importância da tensão residual no desempenho de componentes cementados foi comprovada por diferentes pesquisas [5]. Estas tensões residuais aparecem nos materiais durante as diferentes etapas do processamento, como, por exemplo, quando o material passa por processos de usinagem e quando submetido a processos de tratamento térmico, os quais são reconhecidos por melhorarem as propriedades mecânicas de peças de aço [3, 22]. Deve-se ainda observar que estas propriedades mecânicas estão primeiramente associadas a fatores ligados ao material, tais como composição química e microestrutura, além dos fatores ligados ao processo de fabricação, nos quais se inclui o tratamento térmico [14]. No caso específico de tratamentos térmicos de cementação é amplamente conhecido que a tensão residual tem um papel de relevância na determinação das propriedades mecânicas básicas dos aços e na elevada performance de componentes estruturais com este tipo de tratamento. É conhecido, também, que este papel pode ser benéfico ou deletério. A natureza do papel dependerá, sobretudo, do sinal e da intensidade da tensão resultante e da distribuição das tensões nas três direções principais.

Apesar dos estudos dos efeitos destas tensões, que se apresentam em um corpo qualquer mesmo sem a presença de forças externas, terem sido iniciados há mais de 100 anos, somente a partir do final da década de 30 do século passado, com o desenvolvimento das tecnologias de medição com raios-x e extensômetros, é que as técnicas experimentais de medição tiveram lugar [13]. O que não deixa de ser surpreendente é que na prática estas tensões têm sido raramente monitoradas na fabricação ou em serviço. A relevância da medição, predição e controle da tensão residual estão baseados, sobretudo, nos seus efeitos sobre a utilização dos componentes manufaturados. A tensão residual pode induzir falha prematura, causando distorções e pequenas trincas na superfície da peça que se tornarão concentradores de tensão, reduzindo a resistência à fadiga e induzindo corrosão sob tensão ou fragilização por hidrogênio, e por outro lado, a tensão residual compressiva poderá melhorar todas as propriedades de um componente [5]. Os métodos mais usuais para determinação da tensão residual são o método mecânico, a difratometria de raios-x e os métodos elásticos não lineares, baseados na propagação de ondas acústicas ou na distorção do campo magnético.

O método mecânico, que utiliza a técnica de dissecação conhecida por técnica do “furo cego”, consiste em fazer um furo e medir o conseqüente alívio de tensões ao redor deste furo, isto é, a distorção com extensômetros elétricos. Esta técnica requer cuidados especiais para não induzir novas tensões ao se fazer o furo e para se avaliar corretamente a distorção causada pelo efeito concentrador de tensões do furo. Este processo é destrutivo e as microtensões não podem ser avaliadas. Na medição da tensão residual por difração de raios-x, a deformação na rede cristalina é medida e a TR que produziu a deformação é calculada, assumindo-se que esta distorção é elástica e linear. Embora o termo “medição da tensão residual” seja de uso comum, a tensão é uma propriedade extrínseca do material que não é diretamente mensurável, exigindo a medição de uma propriedade intrínseca tal como deformação ou força e área e, então, calcular a tensão associada.

As outras técnicas, recebidas com bastante interesse no momento, são os métodos elásticos não lineares, baseados ou na propagação de ondas acústicas ou na distorção do campo magnético. O método baseado na propagação de ondas acústicas, isto é, a velocidade da onda em um sólido, que é afetada pela presença de tensão residual, é relativamente fácil de medir e usa-se

um equipamento simples. O outro método de medição de tensão residual está associado com o “ruído de barkhausen” em materiais magnéticos, produzidos quando os domínios magnéticos são movidos por um campo próximo ao material. O ruído é sensível ao campo de tensão no material, uma vez que o campo afeta a uniformidade da rotação do domínio. O equipamento de medição é simples, mas a técnica está limitada aos materiais ferrosos. Estas duas técnicas, também, estão sujeitas a maiores erros devidos a orientação preferencial da estrutura, trabalho a frio e tamanho de grão, além de exigir amostras de referência, iguais a amostra que está sendo medida, isentas de tensões residuais.

Um polêmico componente microestrutural que tem papel importante no desempenho de componentes submetidos a esforços dinâmicos é a austenita retida, presente na camada cementada. Esta influência se deve a instabilidade térmica e mecânica deste componente, ou seja, tanto a deformação quanto a temperatura provocam a sua transformação, afetando a distribuição de tensões residuais e alterando a interação reológica entre o núcleo e a camada[5, 22].

O objetivo do trabalho é a determinação da influência da tensão residual nas propriedades de fadiga em corpos de prova de aço AISI 8620, quando processados com diferentes profundidades de camada de cementação. Para isto são avaliadas as condições limítrofes de camada cementada, bem como o ponto a partir do qual a profundidade da camada cementada torna-se deletéria para estas propriedades.

A motivação para este trabalho deveu-se a necessidade prática de se determinar a influência de um núcleo muito reduzido ou mesmo a ausência total do núcleo original em peças cementadas, causado por profundidades de camada cementada efetiva ligeiramente maiores ou menores que metade da espessura da parede (ou do raio). Este “defeito” é causado, principalmente, em peças com espessura de parede próxima a máxima espessura da camada efetiva de cementação, não se considerando, neste caso, os erros grosseiros de tratamento térmico ou de especificações de engenharia. Na prática, na firma Robert Bosch Curitiba, existem vários destes componentes “especiais”, projetados e fabricados com estas características por exigência da sua aplicação no produto.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - AÇOS

Fundamentalmente todos os aços são uma mistura ou, mais propriamente, uma liga de ferro e carbono com quantidades ou percentagem de manganês, silício, fósforo, enxofre e eventualmente outros elementos de liga. Em resumo, aço é uma liga de ferro e carbono, com teores deste último elemento variando, usualmente, entre 0,05 e 1,0 %, podendo ocasionalmente variar entre 1 e 2% [11]

Assim, ligas contendo até aproximadamente 2,0% de carbono são chamadas de aço, e com teores de carbono acima desta quantidade, de ferro-fundidos. Esta classificação não é rígida, embora aceitável, uma vez que existem aços com teores maiores que 2,0% de carbono e ferro-fundidos contendo menos que 2,0% de carbono [21]. Tanto os aços quanto os ferro-fundidos podem conter apreciáveis concentrações de outros elementos; existem centenas de ligas que tem diferentes composições e/ou tratamento térmico. As propriedades mecânicas são sensíveis ao teor do carbono e também são fortemente influenciadas pelos demais elementos de liga, individualmente ou pela sua combinação [9].

Para haver uma padronização e melhor intercâmbio comercial, foram criadas normas técnicas por diferentes sociedades classificadoras. Estas padronizam e classificam o aço, normalmente, de acordo com a sua composição química, processo de fabricação, aplicação, características mecânicas, etc. As associações mais conhecidas são:

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas.
ISO	- International Standardisation Organization.
ASM	- American Society for Metals.
ASTM	- American Society for Testing Materials.
SAE	- Society for Automotive Engineers.
DIN	- Deutsch Industrie Normen.
AISI	- American Iron and Steel Institute.

BS - British Standard.

AFNOR - Association Française de Normalization.

Os aços podem ser classificados por grupos de acordo com:

- Composição química
- Estrutura
- Aplicação

Quanto a composição química os aços são classificados em:

- Aços Carbono
- Aços de Baixa Liga
- Aços de Média Liga
- Aços de Alta Liga

Quanto a sua aplicação os aços são classificados em:

- Aços para Fundição
- Aços Estruturais
- Aços Para Chapas
- Aços para Tubos
- Aços p/ Arames e Fios
- Aços para Molas.
- Aços p/ Cementação.
- Aços de Corte Fácil
- Aços p/ Ferramentas
- Aços p/ Fins Elétricos
- Aços Ultra Resistentes .
- Aços sinterizados

Dada esta forma abrangente de se classificar as variedades dos aços, as sociedades classificadoras apresentam, normalmente, um sistema de classificação por meio de letras e

números. No Brasil, o mais empregado e conhecido é o sistema padronizado pela SAE e AISI, no qual está baseado a classificação adotada pela ABNT. No sistema SAE/AISI os aços são designados com números, em geral, de quatro algarismos, os dois primeiros indicam o tipo de aço e o teor aproximado de elementos de liga e os dois últimos algarismos especificam o teor de carbono. Neste caso, o valor dos dois últimos algarismos deve ser dividido por 100 para indicar o teor de carbono. Algumas letras podem ser inseridas para indicar a presença de algum elemento de liga ou característica especial, assim:

O prefixo “X” indica, em alguns casos, a variação do teor de S ou Cr.

O prefixo “T” é empregado para indicar um teor maior de Mn.

A letra “L”, intercalada entre o segundo e o terceiro algarismos indica a presença de Pb.

A letra “H” indica teores padrões que atendem certos valores de temperabilidade.

Ex. SAE 8620 – Indica aço com presença de Ni, Cr e Mo como elementos de liga e 0,20% de teor de carbono.

No caso de aços fundidos, a ABNT adota a nomenclatura de 4 algarismos seguidos do sufixo “AF”. Neste caso, os dois primeiros indicam a tensão de ruptura em kg/mm^2 e os dois últimos, o alongamento percentual.

Ex.: ABNT 4524 – Aço fundido com $\sigma_R = 45 \text{ kg/mm}^2$ e alongamento = 24%.

2.1.1 – Aço SAE 8620

É uma liga designada e extensivamente utilizada para aplicações de cementação e carbonitretação. O níquel melhora as características de tenacidade e ductilidade e o cromo e o molibdênio contribuem para aumentar a camada endurecida por cementação e a resistência ao desgaste. A liga bem balanceada permite a obtenção de dureza elevada na camada cementada combinado alta resistência ao desgaste com uma resistência do núcleo da ordem de 860 MPa após a operação de tratamento térmico. A sua composição permite, ainda, uma boa usinabilidade, situando-se em torno de 60% da usinabilidade padrão do aço adotada para o aço SAE 1212 [11].

As principais aplicações para esta liga são elementos de máquinas e peças para indústria automobilística, tais como, eixos chavetados, êmbolos, engrenagens, eixos com cames, rolamentos, e outras aplicações de engenharia.

A composição química média é mostrada abaixo, para porcentagem em peso[11]:

C	0,20 %
Mn	0,80 %
Si	0,25 %
Cr	0,50 %
Ni	0,60 %
Mo	0,20 %

As propriedades médias do aço SAE 8620 no estado recozido estão listadas abaixo[11]:

Dureza Brinell	149
Resistência a tração	540 MPa
Limite de escoamento	385 MPa
Alongamento total	30 %

2.2 – TRATAMENTO TÉRMICO

Operações de aquecimento e resfriamento controlados, que visam afetar as características dos aços, ligas especiais e ferro fundidos são denominados tratamentos térmicos. Os tratamentos térmicos, conforme citados acima, englobam amplas faixas de temperaturas, variando desde o tratamento subzero (na faixa de -45°C a -196°C) para a estabilização da microestrutura, até a austenitização de aços rápidos a 1280°C . Além disso, diversas taxas de resfriamento são empregadas, visando permitir a transformação e obtenção da exata estrutura desejada. Naturalmente, para a realização destas operações, são necessários fornos e outros equipamentos especiais não avaliados no presente trabalho, pois, além de estarem em constante evolução, as suas escolhas dependem de outros fatores além dos aspectos metalúrgicos.

Para as ligas de ferro conhecidas como “aços”, existem uma gama extensa de diferentes tratamentos térmicos, cuja especificação visa atender a melhor empregabilidade da liga no exato momento da etapa de processo específico ou de utilização final. Dentre estes, podemos citar os mais importantes e/ou mais utilizados:

- Normalização;
- Diversos tipos de recozimento
 - Pleno;
 - Sub-crítico
 - Esferoidização;
- Têmpera;
- Sub-zero
- Revenimento
- Termoquímicos
 - Cementação (seguida de têmpera)
 - Nitretação;
 - Boretção;
 - Carbonitretação.

Para o desenvolvimento do presente trabalho serão abordados apenas os aspectos do

tratamento termoquímico de cementação, seguida de têmpera, sub-zero e revenimento.

Será abordado, ainda, a definição de aço e a sua classificação segundo as principais sociedades normalizadoras nacionais e internacionais.

2.2.1 - Cementação

A cementação é um processo de difusão do carbono em uma camada superficial do aço para produzir peças com elevada resistência ao desgaste após a têmpera. Qualquer operação de saturação de uma superfície por difusão compreende três processos elementares:

1 – O processo deve ser executado em meio externo que possa liberar o elemento a ser difundido em um estado atômico (iônico), por exemplo, a dissociação da amônia com a liberação de hidrogênio atômico:



ou a decomposição do monóxido de carbono para produzir carbono atômico:



2 – Contato dos átomos que serão difundidos com a superfície a ser tratada e a formação de ligações químicas com os átomos da matriz metálica (absorção);

3 – Penetração do soluto na matriz metálica, isto é, difusão.

A concentração do elemento difundido na superfície depende principalmente do potencial do meio que envolve a matriz, assegurando um amplo fornecimento de átomos deste elemento para a superfície e, principalmente, a taxa de difusão que capacita estes átomos a penetrar no material.

O potencial de carbono de um determinado meio de cementação ou atmosfera pode ser definido pela quantidade de carbono da atmosfera em contato com a superfície do aço. Em outras

palavras, o potencial de carbono determina a quantidade de carbono fornecido para a superfície do aço.

A cementação é um processo de saturação de uma camada superficial do aço com carbono. A principal finalidade da cementação é obter uma camada mais dura e resistente ao desgaste na superfície de peças através do enriquecimento da camada superficial com carbono, a uma concentração entre 0,75 e 1,1% de carbono e subsequente têmpera. Os aços normalmente utilizados para esta finalidade têm teores de carbono entre 0,1 e 0,25, porém, não é incomum a especificação de aços com teores de carbono mais elevados (entre 0,2 e 0,3%) para a obtenção de um núcleo com propriedades de dureza e limite de resistência mais elevados. Aços ligados com Cr, Ni e Mn também são utilizados para componentes que serão submetidos a tensões mais elevadas que os aços ao carbono, bem como para peças que devem ter uniformidade de dureza e transformação de fase na camada cementada. O uso destes aços tem a vantagem adicionais de reduzir a distorção durante a têmpera, uma vez que permitem a utilização de meios de resfriamento mais brandos, tal como o óleo no lugar de água ou banhos de sais diluídos em água, permitindo que peças com geometria complexa possam ser cementadas e temperadas com sucesso.

A estrutura da camada cementada, para uma condição de resfriamento lento, pode ser descrita com ajuda do diagrama de equilíbrio Fe-C, conforme fig. 2.1.

Se a carburização ocorre a uma temperatura t_1 , abaixo da temperatura eutetóide (linha A_1), então uma solução sólida do carbono no ferro α é formada primeiro. Quando a solução sólida é saturada com carbono, como determinado pela linha PQ no diagrama de equilíbrio (ponto “a”) a cementita começa a se formar na superfície. Então, neste caso, obtém-se uma camada de cementita na superfície do aço, na zona de difusão.

A saturação com carbono a temperatura t_2 , entre os pontos críticos A_1 e A_3 , se dá conforme descrito a seguir. Inicialmente o carbono se difunde no ferro α . Quando a saturação máxima for alcançada (ponto b) uma solução sólida de carbono no ferro γ (austenita) é formada. Quando a máxima saturação da austenita for atingida, determinado pela linha SE do diagrama (ponto d), a próxima fase, estável nesta temperatura, será formada. Esta fase é a cementita.

Resfriamento lento a partir da temperatura de cementação causará a decomposição da austenita com a precipitação ou de cementita ou de ferrita, dependendo da composição. No ponto crítico A_1 , a perlita é formada pela transformação eutetóide. O excesso de cementita é precipitada, no resfriamento, da solução sólida alfa existente na temperatura de cementação.

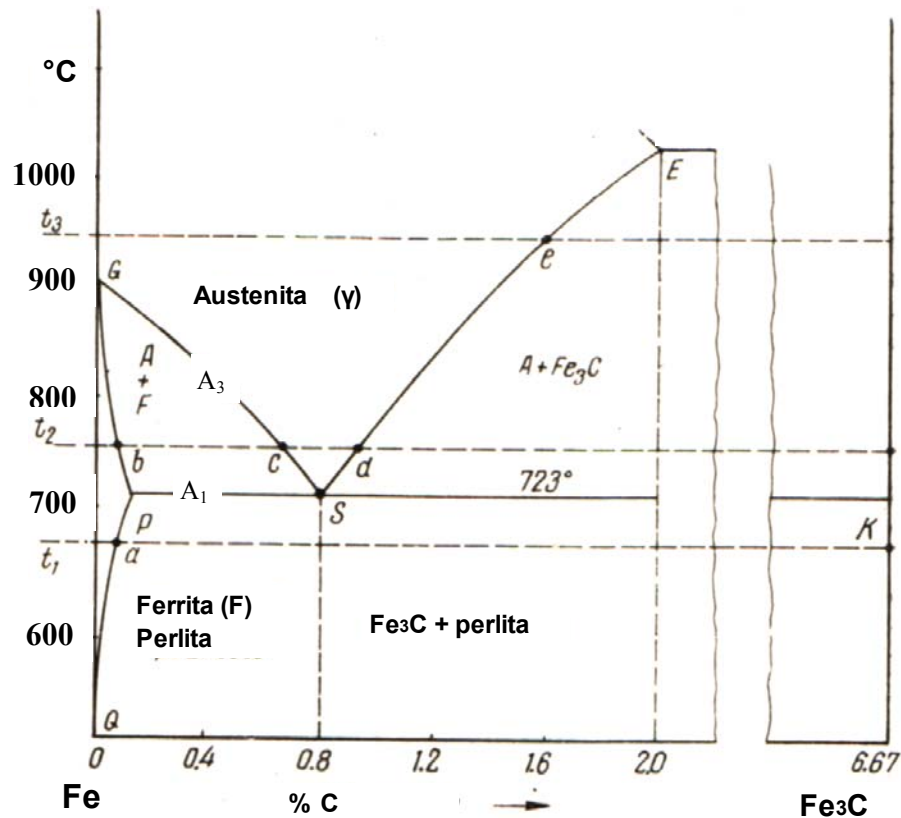


FIGURA 2.1 – Diagrama de equilíbrio Fe-C [9]

Finalmente, na temperatura de cementação t_3 , acima do ponto crítico A_3 , o carbono se difundirá no ferro γ . Quando a saturação máxima (ponto e) é alcançada, a camada de cementita será formada. A austenita se decomporá de acordo com o diagrama de equilíbrio a partir da temperatura de cementação.

Na prática, o aço é cementado em uma faixa de 900 a 980°C, na qual o carbono é difundido em ferro γ . As discussões acima sobre a formação da camada cementada referem-se a casos extremos. Em condições reais a formação de camadas de cementita raramente é observada. Para se obter uma camada contínua de cementita na zona de difusão, o aço deve ser cementado por um tempo longo em um meio cementante ativo contendo uma quantidade considerável de CO ou CH₄.

A camada cementada tem uma concentração variável de carbono ao longo da profundidade, decrescendo a partir da superfície em direção ao núcleo, com a consequente mudança gradual na composição química da camada.

O teor de carbono na superfície depende da temperatura do processo, do tempo de processo e da atividade do meio cementante que fornece átomos de carbono para a camada cementada. O correto teor de carbono na superfície deve ser entre 0,8 e 1,0%. Altas concentrações de carbono levarão a formação de carbonetos em rede (cementita). Esta rede dificilmente será eliminada com tratamentos térmicos subsequentes e irá deteriorar a qualidade da camada. Algumas vezes, no entanto, a cementita se precipita como inclusões massivas, cercado por ferrita livre. Esta estrutura resulta em pontos moles na superfície da peça após a têmpera.

De acordo com a fonte de carbono a cementação é classificada em:

- Cementação por via sólida;
- Cementação gasosa;
- Cementação líquida.

2.2.1.1 – Cementação Gasosa

A cementação gasosa tem muitas vantagens sobre os outros métodos. Estas vantagens são:

1 – Possibilidade de se obter uma melhor regulação de processo e de obtenção de uma profundidade de camada mais precisa.

2 – Menor tempo de preparação de cargas, uma vez que não são utilizadas caixa e meios de cementação sólidos, que necessitam de muita mão de obra para preparação e descarga.

3 – Processo mais seguro, limpo e amigável com o meio ambiente, quando comparado com os meios cementantes sólidos à base de carbono ativados com cloretos e carbonatos e com os meios líquidos, normalmente, à base de cianetos e cianatos, além do risco de queimaduras e inalações de gases tóxicos.

4 – A operação pode ser facilmente mecanizada.

Uma operação bem sucedida de cementação gasosa depende, sobretudo, do controle efetivo das três principais variáveis do processo: composição da atmosfera, tempo, temperatura e pressão.

Os gases mais comumente usados como gás de proteção e cementantes são o gás natural, gases manufacturados e o propano. O gás de proteção normalmente é obtido a partir de um gerador de gás endotérmico (Gás endotérmico: CO~24%; H₂~32%; N₂~43% - Conforme AGA classe 301 a 325) que utiliza gás natural, propano ou butano como gás que deverá ser craqueado. Atualmente, utiliza-se ainda, álcool metílico ou etílico craqueado como gás de proteção. O gás endotérmico utilizado para o tratamento térmico dos corpos de prova deste trabalho foi obtido pelo do craqueamento de gás endotérmico em uma retorta com catalizador de Ni, obtido a partir da seguinte reação:



Neste caso há um aumento de volume molar do gás endotérmico de 1,55 vezes com relação ao volume de ar e gás de entrada.

Não há diferença no princípio de cementação entre a cementação por via sólida e o processo por via gasosa. A principal reação de fornecimento de carbono ativo para a superfície a ser cementada é dada pela equação (3.3) e pelas reações da dissociação dos hidrocarbonetos, que se decompõem dentro da câmara de cementação conforme a reação geral abaixo:



As reações dos hidrocarbonetos dentro da câmara do forno aumentam o potencial de carbono, além do carbono disponível para a cementação, pela redução do ponto de orvalho (% H₂O) e do teor de dióxido de carbono, de acordo com as reações:



O potencial de carbono da atmosfera pode ser rapidamente reduzido dentro da câmara de cementação pela injeção de pequenas quantidades de ar, com o objetivo de aumentar o ponto de orvalho e o teor de dióxido de carbono, de acordo com as seguintes reações:



A prática comum para a cementação superficial, com potencial de carbono anteriormente citados, é a utilização de gás endotérmico como gás de transporte (carrier gas) com ponto de orvalho entre +4 e +6 C e o enriquecimento da atmosfera para aumento do potencial de carbono com adição de hidrocarbonetos.

A reação principal de cementação nos processos gasosos como citados acima será:



A operação de cementação, devido a uma excessiva oferta de carbono na atmosfera, normalmente gera uma precipitação de carbono livre, na forma de fuligem e em casos extremos, na forma de carvão, que é depositada sobre as peças ou nas paredes do forno, provocando deterioração na atmosfera e perda do controle do potencial de carbono. Este fenômeno pode ser amenizado pela escolha certa da atmosfera, controle eficiente do potencial de carbono dentro da câmara do forno e remoção periódica (queima) da fuligem que ocorre, inevitavelmente, no processo normal de cementação.

A atmosfera ou o potencial de carbono é controlado dentro do forno, em tempo real, por diferentes métodos, sendo que os mais utilizados são:

- Controle do ponto de orvalho;
- Controle do teor de carbono por sondas de Zr (indiretamente, por meio do controle da pressão parcial do O₂).

- Controle do teor do CO, CO₂ e CH₄ presentes na atmosfera por analisadores fotocromáticos.
- Análise do teor de carbono em corpos de prova.

A máxima taxa na qual o carbono pode ser adicionado à superfície do aço, está limitado pela taxa de difusão do carbono na austenita. Esta taxa aumenta consideravelmente com a temperatura. A taxa de adição do carbono a 920°C é cerca de 40% maior que a 870°C [22,43]. Quando adicionado ao ferro o carbono forma um composto chamado carboneto de ferro (Fe₃C). Entretanto o carbono forma carbonetos com outros elementos além do ferro. A consulta dos valores da entalpia livre de formação de carbonetos mostra que os elementos de liga com elevada afinidade para o carbono, capazes de formarem carbonetos nos aços são aqueles que na tabela periódica se encontram à esquerda do ferro; os elementos formadores de carbonetos no aço são, por ordem de prioridade crescente, o manganês, o cromo, o molibdênio, o tungstênio, o vanádio, o nióbio e o titânio. Com o aumento do teor de carbono os carbonetos irão se precipitar nos contornos de grão da austenita. Se este teor aumenta os carbonetos não irão somente aumentar o seu tamanho mas, formar uma rede ao longo dos contornos. Estes precipitados maiores são deletérios para as propriedades de fadiga de tenacidade[45].

A formação controlada de carbonetos pode, entretanto, trazer benefícios. O volume, tamanho e distribuição dos carbonetos na microestrutura de uma camada cementada tem influência na resistência ao desgaste. Geralmente há um aumento na resistência ao desgaste provocado pelo aumento do volume de carbonetos na superfície do aço devido a elevada dureza obtida por carbonetos de elementos de liga. Desta forma, é importante que na camada cementada sejam produzidos carbonetos esferoidais finos e dispersos.[45]

A temperatura mais comumente utilizada para a cementação é 920°C [11]. Esta temperatura permite uma taxa razoavelmente rápida para a cementação, sem causar deterioração excessiva no equipamento e particularmente das ligas resistentes ao calor, como os dispositivos, cestos e grelhas. Atualmente há uma tendência em se operar com temperaturas de 950°C e até mesmo de 980°C, com o objetivo de se reduzir o tempo de cementação, principalmente para camadas elevadas com espessura acima de 1,5 mm.

Para resultados consistentes na cementação é importante que a temperatura seja a mais uniforme possível, tanto ao longo da câmara de cementação como da própria peça. Esta uniformidade de temperatura esta intimamente ligada com a recirculação da atmosfera do forno, da velocidade de aquecimento, densidade da carga, projeto (design) do forno, potência, etc [21]. O tempo, como observado, depende de outros fatores, como a temperatura e a composição dos gases, além da pressão do forno.

2.2.2 – Tratamento Térmico após a Cementação

Peças de aço cementadas usualmente requerem um processo de endurecimento (têmpera) após a cementação, seguido de alívio de tensão (revenido).

O endurecimento é um processo de tratamento térmico no qual o aço é aquecido a uma temperatura acima do ponto crítico, mantido nesta temperatura por um tempo necessário para uniformizar a temperatura e completar as transformações de fases ao longo da maior seção transversal da peça ou de toda carga (usualmente este tempo é empiricamente considerado como aproximadamente 0,5 mm por minuto) e então temperado (resfriado rapidamente) em óleo, água, sais fundidos ou polímeros. A fig.2.2 esquematiza a operação de têmpera.

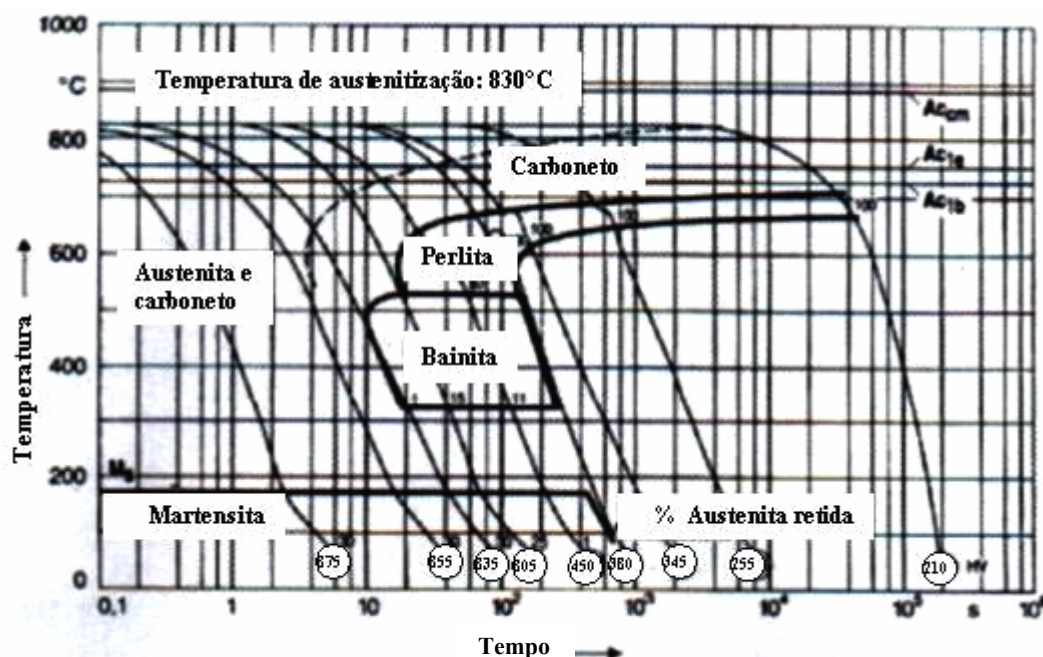


FIGURA 2.2 – Diagrama de resfriamento contínuo para o aço AISI 8620 cementado[11].

A taxa de resfriamento deve ser suficientemente rápida para garantir que a austenita seja super-resfriada até o ponto de transformação da martensita (solução supersaturada de carbono no ferro α). Para a maioria dos aços de médio e alto teor de carbono a martensita obtida após a têmpera tem rede cristalina no sistema tetragonal de corpo centrado (bct)[43], tem característica acicular e as suas principais características são alta dureza e baixa ductibilidade. A martensita formada a partir

da austenita é acompanhada por um acréscimo de volume da ordem de 3 % [21]. Esta é a principal razão das altas tensões na peça após o tratamento térmico, que podem causar deformações e trincas na peça tratada. Para se obter uma transformação completa da martensita, o resfriamento do aço deverá ser continuado até a temperatura M_f . Após a cementação, a peça pode ser considerada como se tivesse dois materiais diferentes: um na camada cementada, que é um aço eutetóide ou hipereutetóide, e o núcleo que é um aço hipoeutetóide, com a composição original do aço. Para se obter uma estrutura otimizada sem se lançar mão da operação de dupla têmpera, que além de dispendiosa pode provocar a descarbonetação ou oxidação superficial nas peças, é utilizada a têmpera direta tanto para aços carbono quanto para aços ligados. As temperaturas para a têmpera mais frequentemente utilizadas em fornos de cementação gasosa variam entre 820°C e 860°C. A estrutura da camada cementada e temperada apresentará estrutura predominantemente martensítica com alguns carbonetos nodulares dispersos e algum teor de austenita retida, provocada ou pelo excesso de carbono ou por uma velocidade de resfriamento não adequada ao aço que está sendo processado. Esta austenita não transformada recebe o nome de austenita retida e pode ser eliminada por uma operação posterior a têmpera, denominada sub-zero, na qual se continua o resfriamento da peça a temperaturas abaixo de zero (entre -40 e -196 °C). Esta operação pode ser feita imediatamente após a têmpera ou após uma operação de um alívio de tensões. Esta última prática é controversa, pois uma corrente dos estudiosos do tratamento térmico afirma que esta operação intermediária pode estabilizar a austenita, diminuindo a eficácia da operação. Controversa, também, é o efeito deletério da austenita retida para as diferentes aplicações. A estrutura do núcleo após a operação de tempera dependerá do tipo de aço e ficará inalterada após o tratamento de sub-zero.

Em fornos de atmosfera controlada, o óleo é o meio de resfriamento mais comumente utilizado. Pode-se utilizar, ainda, dependendo da configuração do equipamento, banho de sais e mais recentemente polímeros diluídos em água. A principal restrição para a utilização destes dois meios é a contaminação da câmara de cementação com vapor d'água, que pode ser carregado durante a operação devido a evaporação provocada pelas altas temperaturas, ambiente na câmara de resfriamento e durante o processo de resfriamento rápido da carga (têmpera).

O revenido é um processo de aquecimento do aço temperado a uma temperatura abaixo do ponto Ac_1 e mantido por um tempo adequado, com o objetivo básico do aumento da ductilidade e tenacidade do aço temperado, eliminando, na medida do possível, os inconvenientes gerados pela têmpera. Como mencionado acima, o aço cementado e temperado é constituído de duas estruturas básicas, a martensita tetragonal e a austenita retida, sendo ambos estáveis e que tendem a passar para um estado mais estável com o aquecimento. Esta transformação do aço temperado para um estado mais estável se dá por difusão e, então, a taxa é determinada fundamentalmente pela temperatura de aquecimento. Não são detectadas mudanças estruturais até temperaturas na faixa de 80°C a 100°C. Para a faixa de temperatura entre 100°C e 350°C a martensita se decompõe com a precipitação do carbono, na forma de partículas de carbonetos de ferro dispersos [20, 21, 22]. A martensita se decompõe, no revenimento, em dois estágios diferentes. O primeiro estágio é aquele de maior interesse para os objetivos deste trabalho e se dá em temperaturas na faixa de 100°C a 180°C. Nesta faixa, carbonetos são formados somente dos átomos de carbono das superfícies das placas da martensita, enquanto que as regiões mais remotas mantêm a composição original. A formação de carbonetos neste estágio não requer a difusão por distâncias consideráveis. Então, como um resultado do revenido a baixa temperatura tem-se duas soluções sólidas de ferro alfa (martensita) além dos carbonetos, uma com baixo e outra com alto teor de carbono. Naturalmente, durante o revenimento, a quantidade de solução sólida de ferro alfa de alta concentração diminui, enquanto que a de baixa concentração aumenta [27].

2.2.3 – Medição da Profundidade da Camada Endurecida

A camada endurecida definida nos capítulos anteriores deve ser controlada para se assegurar que a dureza, profundidade de camada e a estrutura final atendam às exigências especificadas para as peças tratadas. Neste tópico será mostrado o método para controle da profundidade da camada endurecida, total ou efetiva. Esta profundidade de camada é denominada, em inglês, como “case depth” e em alemão como “Eht” (Einsatzthärtungstief).

Existem diferentes métodos para medir a profundidade da camada, na qual ocorrem mudanças na composição química e propriedades mecânicas em função da profundidade da camada. Cada procedimento tem sua própria área de aplicação e a relação entre a profundidade de camada e o método de medição pode variar enormemente. Os métodos empregados para a determinação da profundidade de camada são químico, mecânico ou visual

A profundidade efetiva da camada é a distância perpendicular à superfície ao ponto mais distante, no qual o valor especificado da dureza é mantido. O critério do limite da dureza é, de acordo com a norma DIN 50 190, de 550 HV1 (dureza de acordo com o método Vickers com carga de 1 Kg) ou 50 HRC, ou equivalente, de acordo com a norma SAE, quando se considera um teor de carbono de aproximadamente 0,50% neste ponto. A medição deverá ser feita em corpos de prova com a mesma condição de tratamento da peça ou diretamente na peça, sendo, neste caso, um exame destrutivo. A forma de medição pode ser avaliada na fig. 2.3, que apresenta o limite de dureza de acordo com as sociedades classificadoras.

A profundidade total da camada é definida como a distância da superfície da camada até o ponto no qual não se distinguem diferenças entre a camada e o núcleo original.

Neste trabalho, o método de medição da camada efetiva de cementação será o método mecânico que consiste na medição da dureza em um corte no sentido transversal à peça (e à camada) ou ao corpo de prova, no local mais crítico ou determinado pela prática da medição, ou ainda, pela especificação de utilização. O corte deverá ser feito cuidadosamente para se evitar o fenômeno do revenimento ou da retêmpera provocado por incorreções no processo de corte. O lixamento e o polimento do corpo de prova ou da seção transversal deve ser feito de forma a não

afetar a medição das impressões da dureza, significando, assim, que quanto mais leve for a carga escolhida melhor deverá ser a qualidade do polimento. A fig.2.3 ilustra o procedimento de medição.

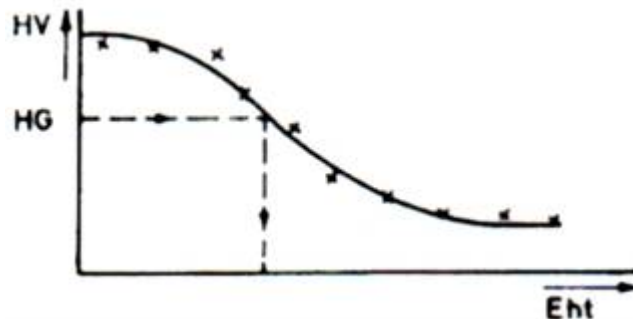


FIGURA 2.3 – Representação esquemática da medição da profundidade de camada (Eht) de acordo com a norma DIN [35]

As indentações deverão ser feitas seguindo uma linha imaginária perpendicular à superfície. A primeira indentação a ser feita a partir da superfície deverá estar a uma distância tal, que assegure suporte metálico suficiente entre o centro da impressão e a superfície. As impressões subseqüentes deverão estar afastadas o suficiente para não afetar o valor da dureza subseqüente a ser medida. Esta dimensão de acordo com a norma ASTM E18 deverá ser no mínimo de 2,5 vezes o diâmetro da indentação.

2.3 - FADIGA

Os elementos de máquina ou estruturais são, freqüentemente, sujeitos a tensões variáveis, sendo de vital importância conhecer o comportamento dos materiais nestas condições. Sabe-se que sob carregamento e descarregamento repetidos ou variações de tensão, a ruptura poderá acontecer devido a tensões menores que a resistência à ruptura do material obtida no ensaio estático e, que a grandeza destas tensões decresce quando o número de ciclos aumenta. Este tipo de carregamento, mesmo solicitando o material com uma intensidade de tensão na região plástica, provoca o fenômeno de degradação mecânica conhecida como fadiga, que pode levar a fraturas catastróficas. Este fenômeno é conhecido como ruptura por fadiga e o ensaio de materiais é chamado de ensaio de fadiga.

As trincas de fadiga iniciam-se em regiões onde a deformação é mais severa (ponto de tensão máxima). Este ponto pode estar situado em alguma irregularidade superficial ou, como os materiais de engenharia apresentam defeitos estruturais, muitas trincas de fadiga iniciam e crescem a partir destes defeitos [23]. Sob a ação de cargas cíclicas, uma região de deformação plástica é desenvolvida em determinados pontos, especialmente em concentradores de tensão. Esta região de alta deformação é um local para início de uma trinca de fadiga. Esta trinca ou fissura amplia-se durante o carregamento cíclico, até que ocorra o rompimento catastrófico devido à redução progressiva da seção resistente pela progressão de trinca. Em escala microscópica, a ruptura pós-fadiga está relacionada com o fato de que, ao invés de se ter um comportamento elástico ideal e irreversível do material, tem-se uma deformação plástica não uniforme. Essas deformações não reversíveis se localizam ao longo do plano de escorregamento, nos contornos de grão e ao redor de irregularidades superficiais devido a defeitos geométricos ou de composição.

Igualmente importante é a natureza do acabamento superficial do componente solicitado ciclicamente. As características superficiais são importantes na medida que incidem nas maiores solicitações. A redução das irregularidades superficiais nitidamente aumenta a resistência à fadiga, pois entalhes macroscópicos e irregularidades superficiais microscópicas causam concentração de tensões [39].

2.3.1 – Tensões Cíclicas

Em um ensaio de fadiga o corpo de prova pode ser solicitado à tração e compressão axiais, à flexão, à torção ou qualquer combinação destas ações. A fig.2.4 representa esquematicamente alguns tipos de solicitações variáveis empregadas nos ensaios de fadiga. Além do comportamento senoidal, têm-se ondas quadráticas, triangulares, etc.

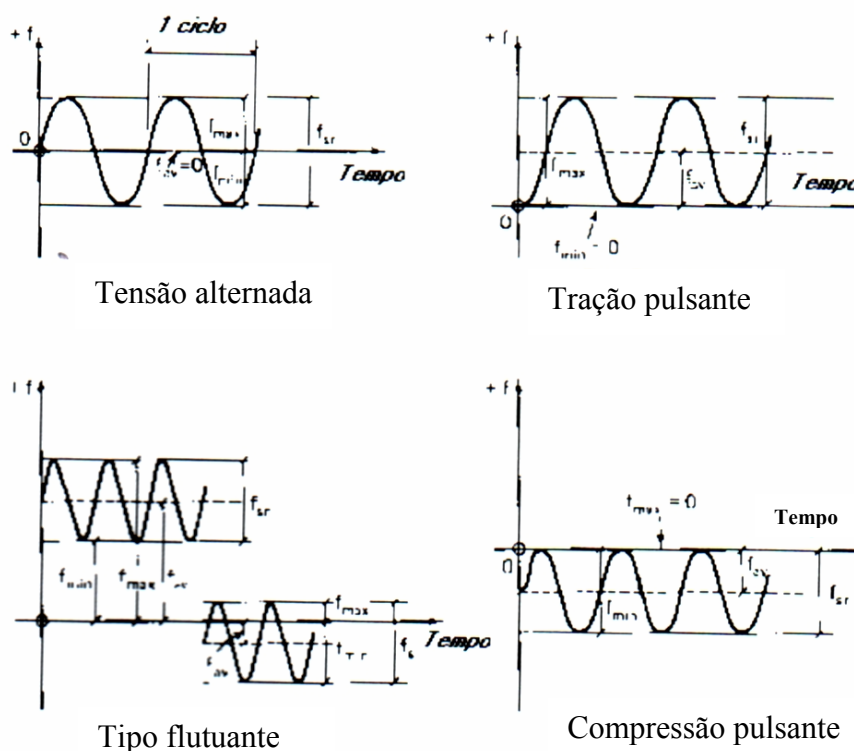


FIGURA 2.4 – Tipos de tensões cíclicas [40]

Também estão indicados na fig.2.4 os diversos parâmetros usados para caracterizar o ciclo de tensões. Se σ_{\max} e σ_{\min} são, respectivamente, os valores máximo e mínimo da tensão variável e σ_m a tensão média, então:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad , \quad (2.10)$$

Entretanto, o curso da tensão σ_R é justamente a diferença algébrica entre σ_{\max} e σ_{\min} , descrito:

$$\sigma_R = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (2.11)$$

e, a amplitude da tensão σ_a é a metade do curso da tensão, assim:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_R}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (2.12)$$

finalmente, a relação de tensão R é a razão entre as tensões máximas e mínimas:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.13)$$

Por convenção, tensões de tração são positivas e as de compressão são negativas [9].

Wöhler, em 1860, elaborou os primeiros estudos relacionados ao comportamento dos materiais metálicos relacionados a esforços cíclicos e introduziu o conceito de tensão limite, conhecido atualmente como limite de fadiga de um material. O limite de fadiga pode ser definido como a tensão máxima a que uma determinada peça pode ser solicitada por infinitos ciclos de carregamento sem que esta se rompa por fadiga. A curva de Wöhler apresenta a relação entre o número de ciclos requeridos para a fratura e a tensão máxima (σ_{\max}), como mostrado na fig.2.5.

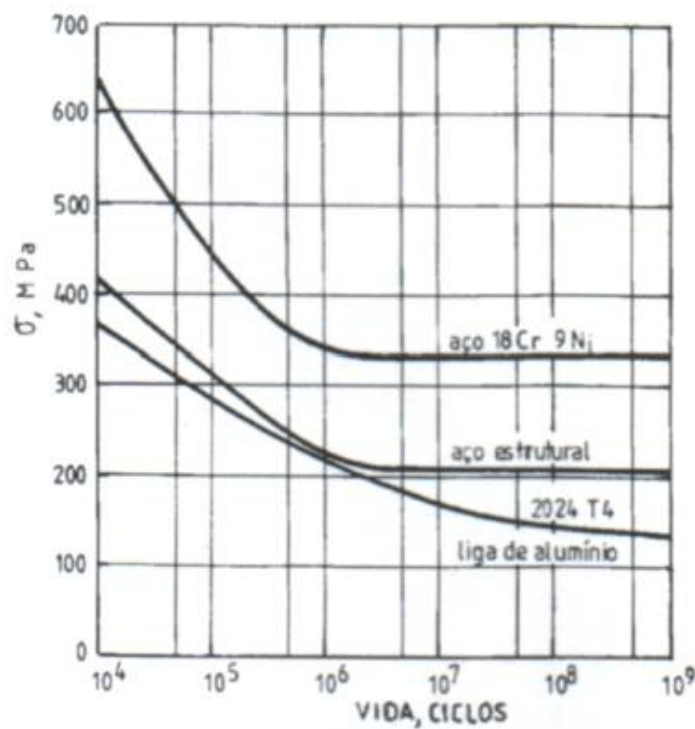


FIGURA 2.5 – Diagrama de Wöhler (curva S-N) [40].

Para alguns materiais ferrosos, a curva S-N torna-se horizontal para valores de N mais altos; ou há um nível limite de tensão, chamado limite de fadiga, abaixo do qual a falha por fadiga não ocorrerá. Este limite de fadiga representa o maior valor de flutuação da tensão que não causará a falha para um número infinito de ciclos. Para muitos aços, o limite de fadiga está na faixa entre 35 e 60% da resistência à tração. Outro importante parâmetro que caracteriza o comportamento do material é o limite de fadiga N_f . Este parâmetro representa o número de ciclos para causar falha a um determinado nível de tensões, conforme mostrado na fig.2.6 [9].

Na fig.2.6 é importante notar que a amplitude de tensão influencia a vida do componente mecânico. Quanto maior a amplitude da tensão, menor o será o número de ciclos suportados. Essa figura é importante porque mostra que a vida do componente não depende somente do material usado, mas também da maneira como está sendo solicitado.

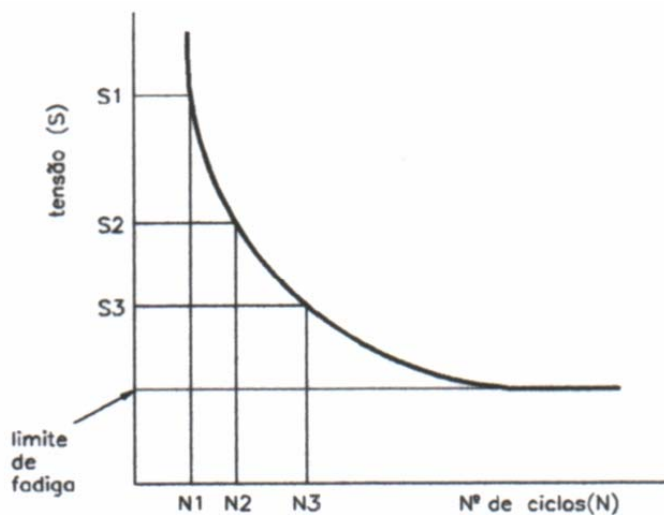


FIGURA 2.6 – Representação esquemática da curva de Wöhler, mostrando o limite de fadiga. [40]

Muitas técnicas estatísticas foram desenvolvidas para especificar o limite de fadiga em termos de probabilidades. Um meio conveniente de se representar os dados tratados é como uma série de curvas de probabilidade, algumas das quais estão plotadas na fig.2.7 . O valor P associado com cada curva representa a possibilidade de falha. Os valores representados na curva são, normalmente, valores médios, a menos de notação ao contrário.

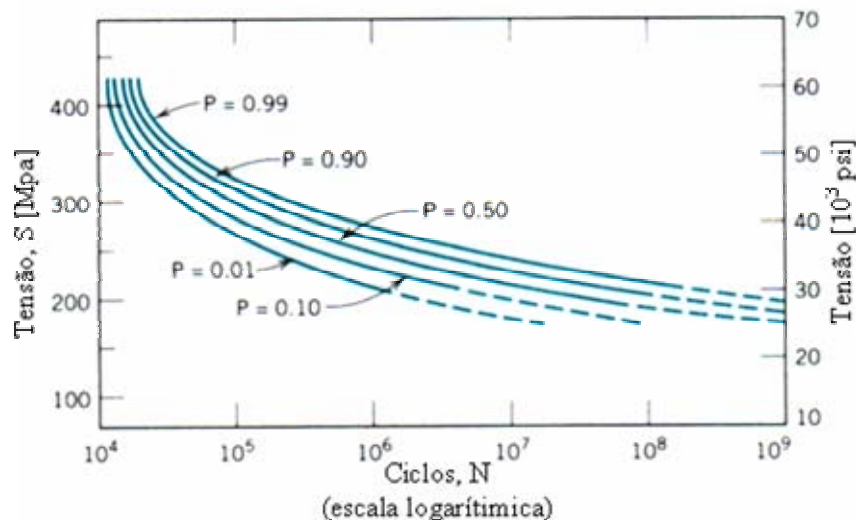


FIGURA 2.7 – Curvas representando a probabilidade de falha [9].

O comportamento da fadiga representado nas fig.2.6 e 2.7 pode ser classificado em dois domínios. Um está associado com cargas relativamente altas que produzem tanto deformações elásticas como também alguma deformação plástica durante cada ciclo e, como consequência, os limites de fadiga são relativamente baixos. Este domínio é chamado fadiga de baixo ciclo ocorrendo a cerca de 10^4 a 10^5 ciclos. Para níveis de tensões menores onde as deformações são totalmente elásticas, resultam em um tempo maior até a falha. Este nível é chamado fadiga de alto ciclo porque um número relativamente grande de ciclos é requerido para produzir falha por fadiga ($> 10^5$ ciclos).

2.3.2 – O Processo de Fadiga

O processo de falha por fadiga é caracterizado por três passos distintos:

Estágio I – Nucleação da Trinca

A nucleação da trinca se dá em um ponto de alta concentração de tensões.

Estágio II – Propagação da trinca

Correspondem ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal e tração. Nesta fase, a trinca avança incrementalmente com cada ciclo de tensão. A região da fratura neste estágio é a mais característica do processo de fadiga, na qual são desenvolvidas as marcas características de fadiga, chamadas marcas de praia e estrias.

Estágio III – Fratura brusca final

Ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para a propagação instável (falha catastrófica).

2.3.3 – Formação da Falha por Fadiga – Início do Processo de Fadiga

Uma trinca de fadiga inicia-se normalmente na superfície do material. Nesta região, para tipos comuns de carregamento, como flexão, torção ou a combinação destas duas, a tensão máxima ocorre na superfície, o que torna lógico que o início da trinca se verifique nesta região. Por outro lado, os cristais da superfície têm menor apoio mútuo quando comparado com os cristais do interior e, estão mais sujeitos à ocorrência de deformações plásticas. É na superfície, também, que ocorrem os possíveis efeitos nocivos do meio ambiente [38]. Estas trincas coalescem propagando-se até atingir a tenacidade à fratura do material. A mecânica da fratura estuda qual é a tensão suportada por um material sem que ocorra a propagação de trinca de modo instável.

Os principais fatores que devem ser considerados para situações com a presença de trinca são: a máxima tensão de trabalho que o material deverá suportar (σ) e o máximo tamanho de trinca admissível ($2a$) (fig.2.8 a) [38]. Uma explicação qualitativa para o efeito da concentração de tensões pode ser obtida através da analogia com o escoamento de um fluido, conforme mostrado na fig.2.8 b.

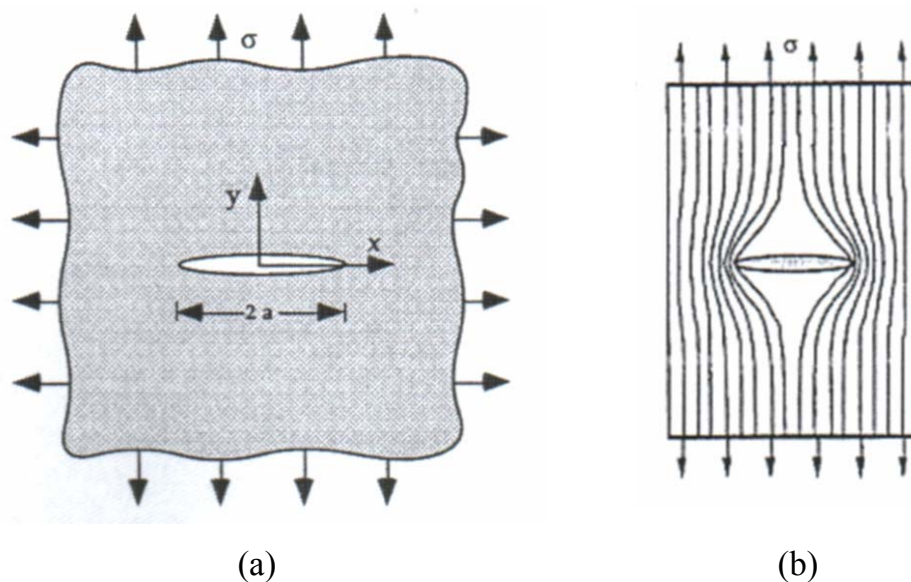


FIGURA 2.8 (a) – Parâmetros básicos da mecânica da fratura [40]. (b) – Linha de força mostrando as distribuições de tensão em um corpo com trinca.

A título prático, podem-se citar ainda, além das trincas, as inclusões, bolhas e vazios dos materiais como concentradoras de tensão.

A fig.2.9 mostra uma trinca de canto e o sistema de coordenadas que foi adotado para o cálculo da tensão agindo na ponta desta trinca e a fig.2.10, as tensões agindo na ponta da trinca.

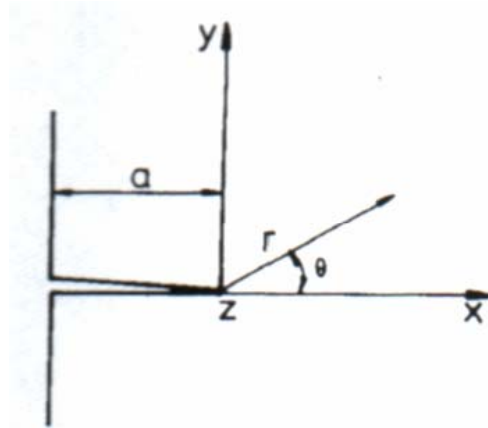


FIGURA 2.9 – Sistemas de coordenadas para o cálculo da tensão agindo na ponta de uma trinca de canto, com comprimento a [40].

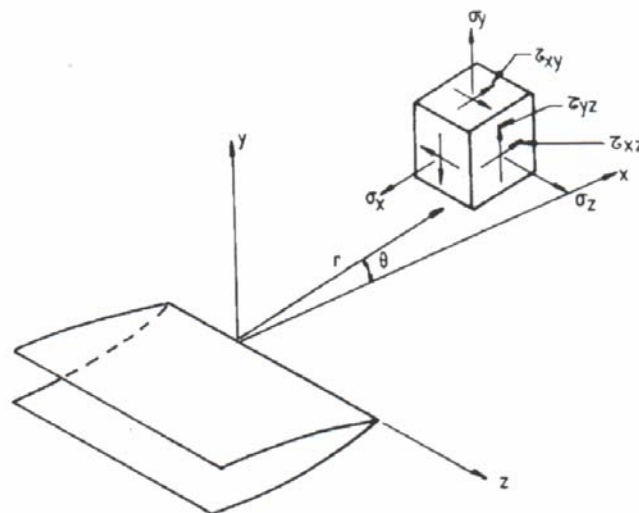


FIGURA 2.10 – Representação das tensões agindo na ponta de uma trinca [40]

A partir do modelo e, tomando as tensões num ponto de coordenadas (r, θ) , tem-se, de maneira genérica, [40]:

$$\sigma_{ij} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi x}} f_{ij}(\theta) \quad (2.14)$$

O primeiro termo da equação $\sigma\sqrt{\pi a}$ é uma simples combinação entre a tensão nominal e o comprimento da trinca. Como os demais parâmetros da equação são meramente geométricos, o primeiro termo determina a magnitude das tensões elásticas na ponta da trinca e é chamado fator de intensidade de tensão K , assim:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.15)$$

Os estados de tensão e deformação na vizinhança de uma trinca podem ocorrer de três modos:

Modo I: de abertura ou trativa. É o modo mais importante em engenharia.

Modo II: de deslizamento ou cisalhamento dianteiro.

Modo III: de rasgamento ou cisalhamento transversal.

Assim, para o modo I tem-se:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.16)$$

A fissura instável de um material com comportamento linear elástico ocorrerá quando o fator de intensidade de tensão atingir um valor crítico. Em condições de tensão plana este valor crítico recebe a denominação de K_{IC} e, corresponde ao valor máximo de intensidade em função da espessura do material, não sendo, por isto, uma característica interessante para representar a tenacidade do material. A comparação do fator K_I com o fator K_{IC} mostra se a trinca é instável ou estável e, assim, pode-se calcular até quando um determinado componente resistirá a esforços.

Se:

$$- K_I < K_{IC} \longrightarrow \text{Trinca instável} \quad (2.17)$$

$$- K_I > K_{IC} \longrightarrow \text{Trinca estável} \quad (2.18)$$

A fig.2.11 mostra o avanço gradativo de uma trinca de acordo com a tensão cíclica exercida. Como na ponta da trinca há um acúmulo de tensão, o deslocamento de planos com 45° em relação ao plano da trinca causa o seu avanço.

Com o tracionamento, a ponta da trinca arredonda e na compressão a ponta fica, novamente, com formato agudo. Assim, com esforços sucessivos de tração e compressão, ter-se-á um avanço a cada ciclo.

A trinca em fadiga avança de maneira cíclica e, a cada ciclo de tensão aparece uma marca chamada de estria, que se apresenta curvada em relação à origem da falha.

Uma vez que a trinca estável foi nucleada, a sua propagação será muito lenta e, em metais policristalinos, ao longo dos planos cristalinos com alta tensão de cisalhamento. Este é o estágio de propagação I conforme vemos na fig.2.12.

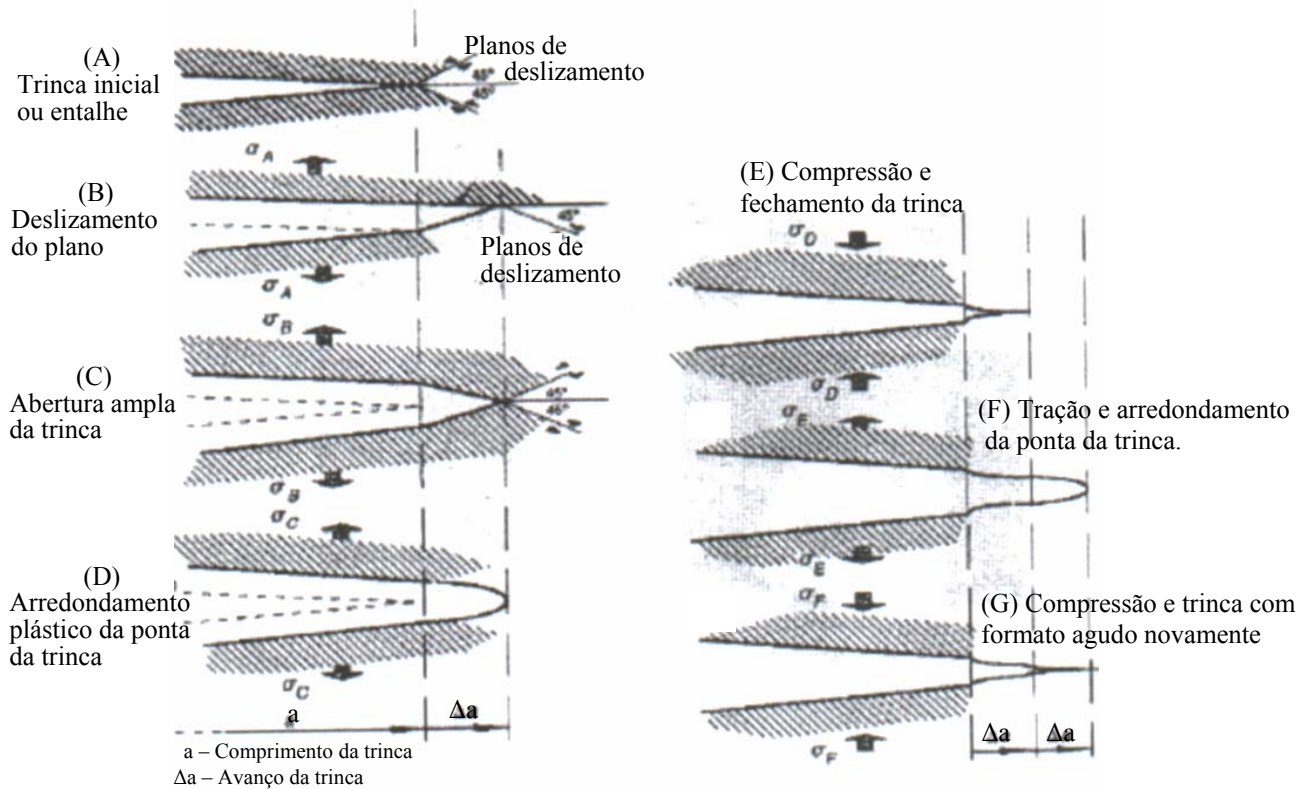


FIGURA 2.11 – Avanço de uma trinca por Fadiga [40, 3].

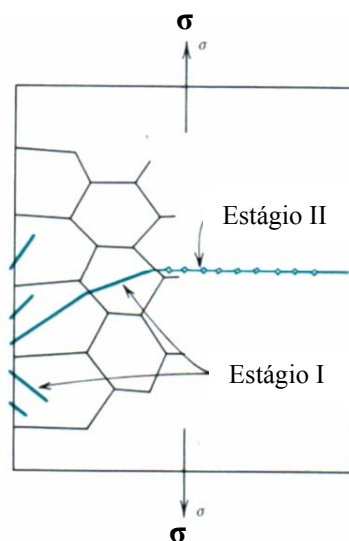


FIGURA 2.12 – Representação esquemática mostrando os estágios I e II da propagação de uma trinca da fadiga em metais policristalinos [9].

A região da superfície da fratura que é formada no estágio II da propagação pode ser caracterizada por dois tipos de marcas, chamadas “marcas de praia” e “estrias”. As marcas de praias são de dimensões macroscópicas e podem ser observadas a olho nu, significando que o carregamento deste componente sofreu interrupções durante o estágio II de propagação. Cada faixa de marca de praias representa um período de tempo no qual o crescimento da trinca ocorreu. As estrias, por outro lado, são microscópicas e devem ser observadas em um microscópio eletrônico. Cada estria representa o avanço da distância “ δa ” da trinca durante um ciclo de carga.

A presença de marcas de praia e/ou estrias confirma que a causa da falha foi fadiga. Entretanto, a ausência de ambas as características não excluem a fadiga como causa da falha. Estas características não aparecem na região da falha catastrófica, que poderá tanto ser frágil como dúctil.

Este estágio, dependendo do nível de tensão e a presença de entalhes na superfície da peça, podem constituir uma fração maior ou menor da vida total. Em metais policristalinos, as trincas normalmente iniciam-se através de muitos grãos durante este estágio. A superfície de fadiga, que é formada durante o estágio I de propagação, tem aparência plana e sem características especiais. Quando um segundo estágio de propagação se inicia (estágio II), a progressão da trinca aumenta. O crescimento da trinca durante este estágio de propagação é mostrado na fig.2.13.

Além de defeitos superficiais, a nucleação das trincas também pode ocorrer devido a outros fatores: movimentação de discordâncias para regiões de maior concentração de tensões, inclusões, defeitos de solidificação, tais como segregações, porosidades e bolhas de gases, além de áreas de concentração de tensões devido a incorreções do projeto da peça, como visto na fig.2.8.

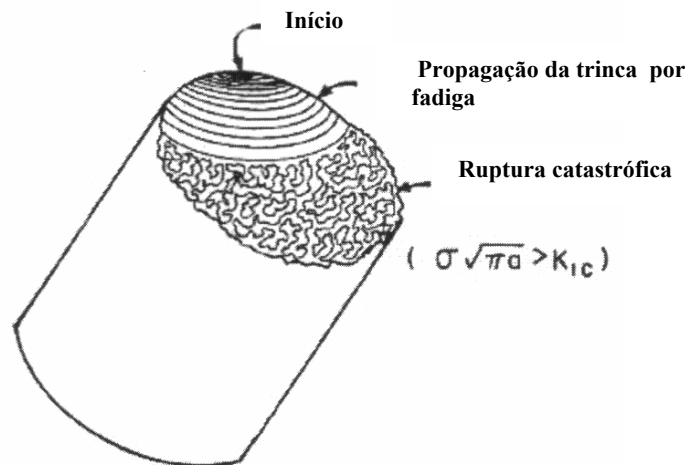


FIGURA 2.13 – Representação de uma fratura por fadiga em aço, mostrando o início e a propagação da trinca por fadiga (marcas de praia e estrias) e a ruptura final [40].

No carregamento cíclico em regime elástico a tensão e a deformação são linearmente relacionadas pelo módulo elástico, obtendo-se o gráfico “s-e” da fig.2.14.

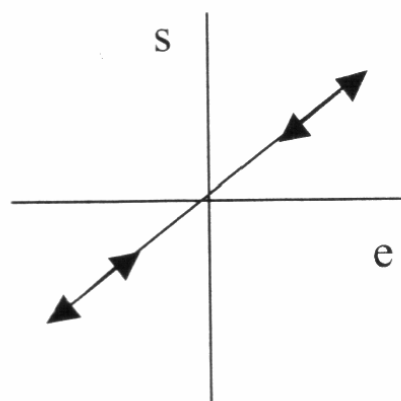


FIGURA 2.14 – Laços de histerese para carregamento de um material elástico[41].

As respostas são mais complexas para carregamento cíclico que produz deformação plástica (fig.2.15). Do ponto O até A há tração. Descarregando de A e entrando em compressão chega-se ao ponto B. Descarregando de B e invertendo a tensão para tração, volta-se ao Ponto A. Continuando o processo pode-se novamente chegar a A, a B e retornar a A, formando um laço de histerese estável [39].

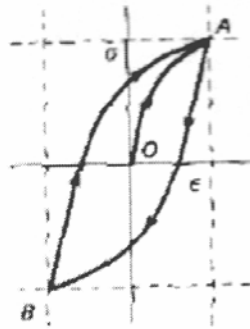


FIGURA 2.15 – Laço de histerese - metal elástico-plástico carregado ciclicamente [41].

A característica mais importante de um laço de histerese é que ele não mostra tensão variando ciclicamente, mas a possibilidade de medir a deformação plástica por ciclo. Considere a notação indicada na fig.2.16 para um laço simétrico de histerese referida aos eixos coordenados “s – e”.

Os materiais metálicos sob esforços cíclicos podem sofrer amolecimento ou endurecimento, sendo demonstrado quando controlamos a tensão mantendo-a constante (fig.2.17), havendo um aumento (fig.2.18) ou diminuição (fig.2.19) da resistência do material à deformação ou quando controlamos a deformação mantendo-a tensão constante (fig.2.20), havendo um aumento (fig.2.21) ou diminuição da tensão (fig.2.22).

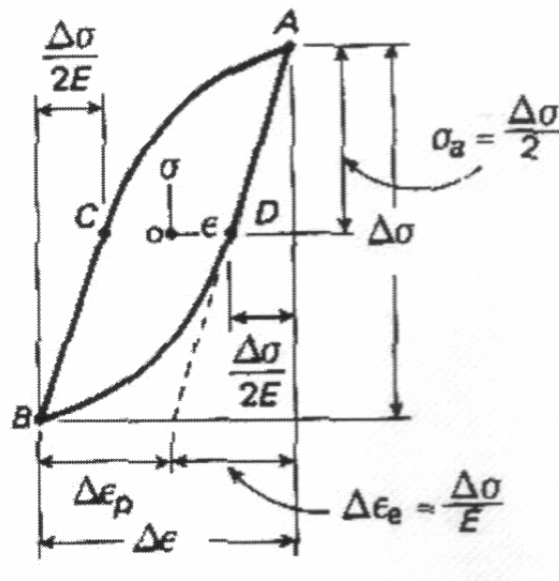


FIGURA 2.16 – Notações para um laço simétrico [41].

Ciclagem sob controle de tensão:

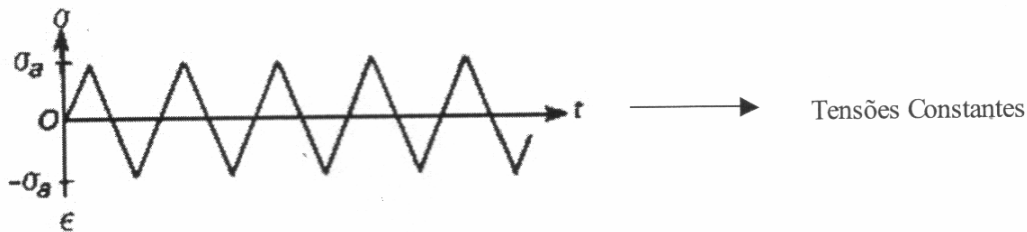


FIGURA 2.17 – Comportamento de um material que está sujeito a uma amplitude de tensão constante [41].

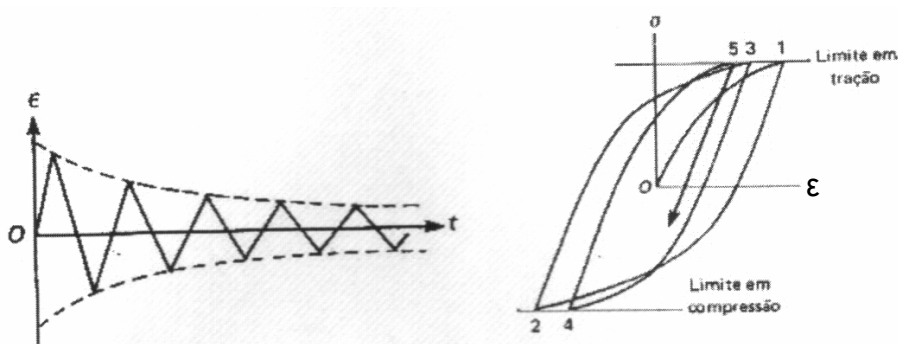


FIGURA 2.18 – Um material que sofre esforços cíclicos, com amplitude de tensão constante, demonstra seu endurecimento em um gráfico “ $\epsilon - t$ ” e, com a conseqüente histerese nas curvas “ $\sigma - \epsilon$ ” [41].

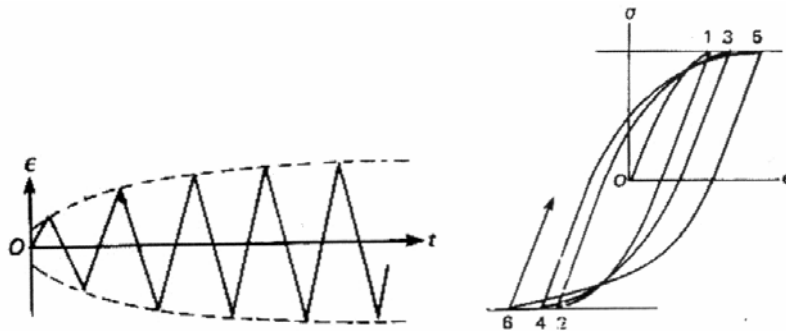


FIGURA 2.19 – Um material que sofre um esforço cíclico com amplitude de tensão constante demonstra seu endurecimento em um gráfico “ $\epsilon - t$ ” e, com a conseqüente histerese na curva “ $s - \epsilon$ ” [41].

Ciclagem sob controle de deformação:

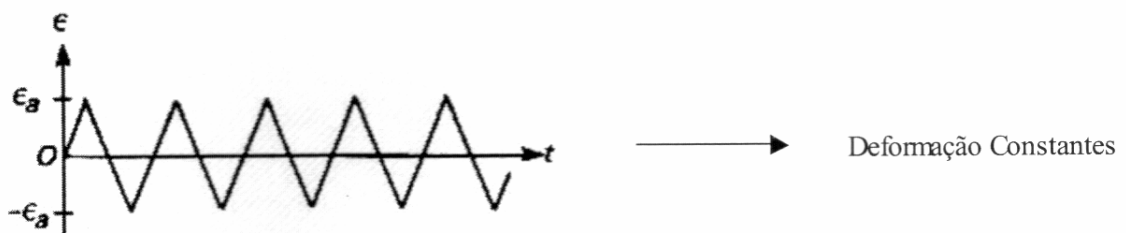


FIGURA 2.20 – Comportamento de um material que está sujeito a uma amplitude de deformação constante [41].

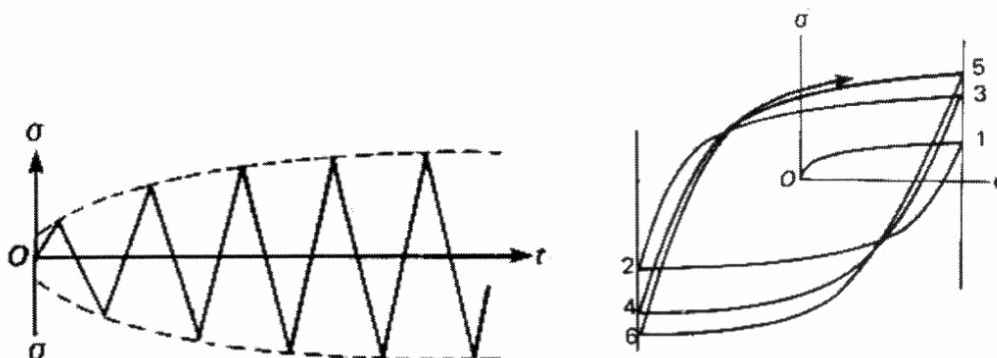


FIGURA 2.21 – Um material sob esforço cíclico com amplitude de deformação constante apresentando amolecimento em um gráfico “ $s - t$ ”, com a conseqüente histerese na curva “ $s - \epsilon$ ” [41].

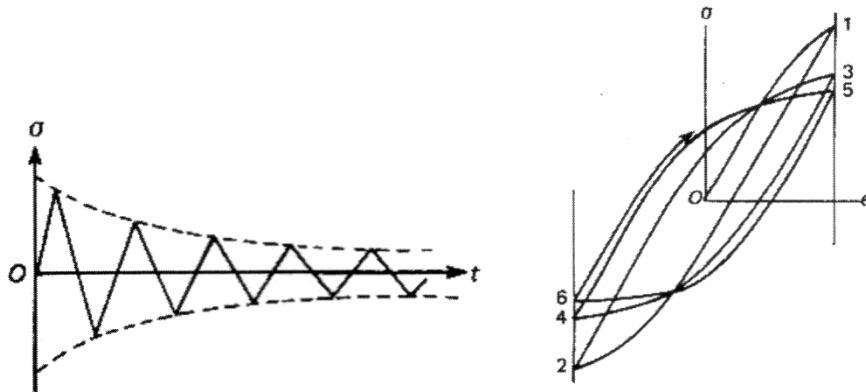


FIGURA 2.22 – material sob esforço cíclico com amplitude de deformação constante apresentando amolecimento, com a conseqüente histerese na curva “ $\sigma - \epsilon$ ” [41].

Em fadiga de baixo ciclo ensaiada com amplitude de deformação constante, nota-se que a amplitude de tensão tende a estabilizar em 20 a 40% da vida total do material (fig.2.23). No entanto, após a estabilização tem-se a amplitude de tensão com resposta cíclica de um material a esta deformação imposta com a histerese tensão-deformação constante (fig.2.20).

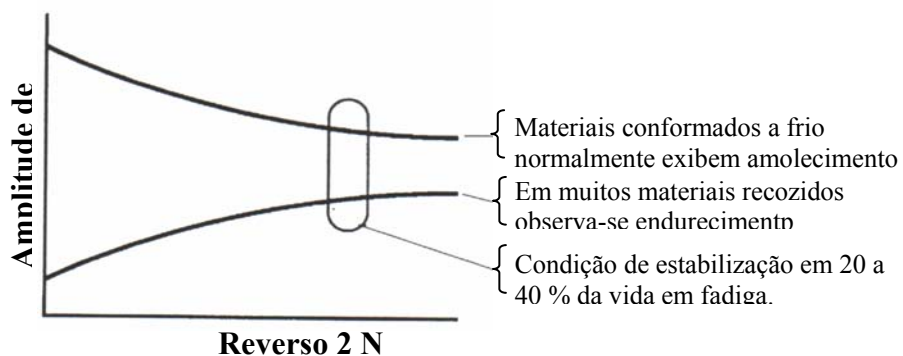


FIGURA 2.23 – Em um material que sofre amolecimento, a estabilização da tensão ocorre entre 20 a 40% da vida total de um ensaio com controle de amplitude de deformação[41].

A curva cíclica de tensão-deformação (cyclic flow stress) consiste em tensão de

saturação do estado estacionário. Podem-se obter tais curvas da seguinte maneira: uma série de amostras com mesmo material e condições iniciais pode ser ensaiada ciclicamente aos vários limites de deformação até que os respectivos laços de histerese estejam estabilizados. A curva cíclica “s - e” do material é então determinada por ajuste de uma curva através dos picos de vários laços sobrepostos. A curva cíclica de tensão-deformação pode ser comparada diretamente com a curva tensão-deformação que pode ser monotônica para prever quantitativamente o comportamento do material quanto ao amolecimento e endurecimento (fig.2.24)

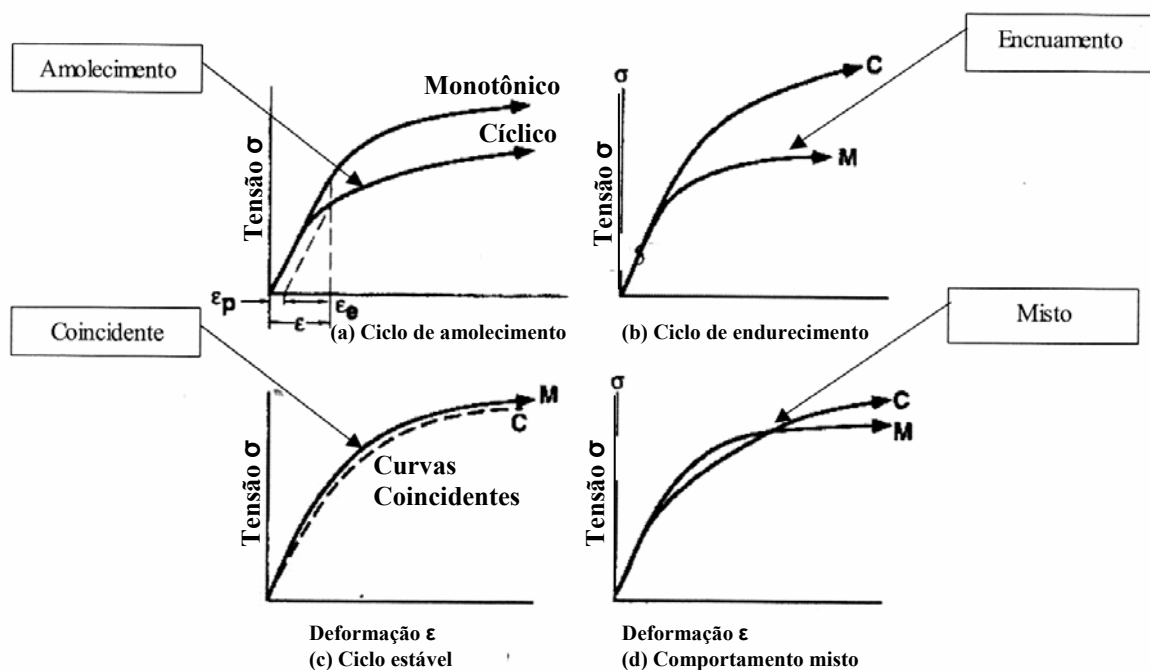


FIGURA 2.24 – Exemplos de vários tipos de curvas cíclicas “tensão-deformação”

2.4 - TENSÃO RESIDUAL

As tensões residuais que aparecem em qualquer objeto produzido por qualquer processo de manufatura causam, especialmente durante a produção de elementos de máquina e componentes, uma série de efeitos que poderão ser benéficos ou deletérios, dependendo da aplicação do componente, da intensidade e do sinal da tensão. Outro fator preponderante no efeito das TR's é o projeto adequado do produto, significando o conhecimento do fenômeno pelo projetista e pelo engenheiro de manufatura. A não observância dos efeitos deste fenômeno causa uma série de “problemas” durante o processo de fabricação ou até mesmo falhas em operação.

O conhecimento do nível de tensões presentes nas peças de aplicação em engenharia é, sobretudo, fator de segurança para evitar problemas de acidentes e desastres, como descrito na literatura. A quantificação do estado das TR's presentes em um componente, isto é, sua magnitude, orientação e distribuição, tornam possível determinar a performance do material sob diferentes condições de carregamento estático ou dinâmico. Este conhecimento é vantajoso e primordial, também, para a otimização do projeto, redução de peso e de custos. Em algumas situações, deseja-se conhecer o nível de tensões residuais simplesmente para qualificar processos que normalmente introduzem grande quantidade de tensões residuais, tais como processos de fundição, forjamento ou laminação, jateamento, granalhamento, soldagem, conformação a quente ou a frio, usinagem e tratamento térmico, entre outros.

2.4.1 – Tipos de Tensão Residual

As TR's são, inevitavelmente, introduzidas em um material no processo de manufatura de um objeto. A definição mais simples da TR é que elas são tensões remanescentes em um sólido na ausência de cargas externas e gradientes térmicos, não incluindo aí a força da gravidade. As tensões residuais são causadas por diversos mecanismos inerentes ao processo de materiais, como descrito por C. O. Ruud [42] e as origens podem ser vistas como térmicas, químicas ou mecânicas. Noyan e Cohen [5] definem TR como sendo as tensões internas em equilíbrio que existem em um corpo, sobre o qual não há forças externas ou restrições agindo em sua superfície externa. Estas tensões chegam como uma resposta elástica do material a uma distribuição de deformações não elásticas, tais como deformações plásticas, precipitação, transformações de fase, deformações por expansão térmica, erros de montagem, etc. Segundo a abrangência, as TR's podem ser classificadas em TR sub-microscópicas, microscópicas e macroscópicas.

As TR's submicroscópicas são resultantes de imperfeições da rede cristalina, ocorrendo, principalmente, próximo a uma discordância. O equilíbrio ocorre ao longo de pequenas frações de um grão. Estas tensões não são direcionais em nível macroscópico e não são mensuráveis, ou influem diretamente no comportamento mecânico macroscópico.

As tensões residuais microscópicas atuam em áreas do tamanho de um grão ou parte de um grão do material e são causadas, em materiais com grãos orientados aleatoriamente, pelo escoamento que ocorre primeiro nos grãos cujos planos de deslizamento coincidem aproximadamente com os planos de tensão de cisalhamento [capítulo 2]. Após a remoção das cargas, os grãos que não escoam tendem a retornar a sua geometria inicial e os que sofreram escoamento tendem a manter a sua deformação elástica permanente. Estas tensões residuais microscópicas resultam, ainda, da interação de fases, como por exemplo, campos de tensão em torno de precipitados, entre agulhas de martensita, etc, e, também, não são direcionais a nível macroscópico, porém, podem ser detectadas através da largura dos picos característicos no Raio-X [3].

Os processos de deformação mecânica que causam deformações plásticas em camadas superficiais do material, tais como granalhamento, retificação, usinagem, etc e, ainda as deformações de origem térmicas e de transformação de fase diferencial provocadas pelo tratamento térmico, causam tensões residuais. Estas TR's são resultantes da interação entre macro regiões do material e são chamadas de macro-tensões residuais que se estendem por regiões extensas quando comparadas com o tamanho de grão do material, sendo que as deformações originadas são uniformes para muitos grãos da superfície. Estas tensões podem ser detectadas pelos diversos métodos de medição [3, 5, 42]. Um padrão típico de tensão residual macroscópica é representado na fig.2.25 onde está representada a TR em um eixo, no qual o valor máximo da tensão ocorre próximo da superfície e diminui a medida que aumenta a profundidade até que ocorra a inversão do sinal, satisfazendo a condição de equilíbrio das forças internas [3].

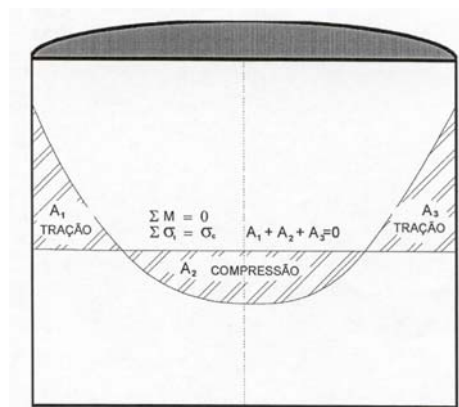


FIGURA 2.25 – Padrão típico de distribuição de tensões residuais ao longo da seção transversal do corpo de prova. A_1 , A_2 , A_3 = áreas; M = Momento, σ_t = Tensão de tração; σ_c = tensão de compressão [44].

2.4.2 – Mecanismos de Geração de Tensão Residual

Como citado acima, praticamente todas as operações de manufatura podem provocar o aparecimento das TR's. Assim, pode-se afirmar que estas podem ser provocadas devido a um ou mais motivos, que podem ser de origem mecânica, química e/ou térmica [5]. Os motivos básicos que originam as TR's podem ser agrupados e classificados como mecanismos mostrados na tabela 2.1, bem como as interações dos processos nos diferentes mecanismos. As TR's oriundas das transformações de fase e microestruturas diferenciais serão aquelas consideradas prioritariamente neste trabalho, com ênfase naquelas geradas nas camadas superficiais dos aços cementados.

TABELA 2.1 – Mecanismos básicos de geração de TR em diferentes processos de fabricação e beneficiamento e suas interações [44].

Origem	Processo	Observações
Deformação Mecânica Diferencial	Conformação	Laminação, Estampagem, extrusão, Estiramento
	Auto-fretagem	Armas, Vasos Pressão
	Conformação Superficial	Jateamento, Granalhamento
	Processos de Usinagem	Torneamento, Frezamento, Retificação, Furação, etc.
Transformação de Fase do Material	Soldagem	Todos os Tipos
	Tratamentos Térmicos	Têmpera, Normalização, etc.
Contração ou Expansão Térmica Diferencial	Processos de Usinagem	Torneamento, Frezamento, Retificação, Furação, etc.
	Soldagem	Todos os Tipos
	Tratamentos Térmicos	Têmpera, Normalização, etc.
	Fundição	Seções Transversais Diferentes, Grandes Dimensões
	Tratamentos Termoquímicos	Cementação, Nitretação

TABELA 2.1 – Continuação

Desigualdades Estruturais	Montagem e ajustes	Estruturas, Desalinhamento de uniões
	Bimateriais	Peças com Inseto, Peças Bimetálicas
Microestrutura diferencial	Materiais Compósitos	Todos
	Materiais Agregados à Superfície	Deposições por Plasma, Revestimentos protetores, Antidesgaste
	Tratamentos Térmicos	Têmpera, Normalização, etc.

Neste tópico estão envolvidos os mecanismos básicos, tais como transformação de fase, contração e expansão térmica diferencial e microestrutura diferencial.

A TR na camada cementada dos aços chega de duas fontes principais, associadas com o resfriamento rápido do aço de uma temperatura elevada. A primeira fonte é o resfriamento mais rápido da superfície quando comparada com a taxa de resfriamento do núcleo. A segunda é o diferencial de tempo necessário para a transformação de austenita durante o resfriamento das partes com alto e baixo teor de carbono do corpo cementado.

A fig.2.26 é uma ilustração esquemática do modo como as TR's são geradas no aço cementado, como resultante do diferencial na transformação da estrutura do núcleo e da camada. Uma seção vertical é tomada de uma barra de aço cilíndrica e posicionada esquematicamente de a até d, ilustrando esquematicamente a maneira na qual a forma da seção muda com a variação da transformação (fig.2.26 b e c) da estrutura devido a distribuição do carbono.

O diagrama CCT para um aço de baixo teor de carbono é mostrado na parte esquerda da figura, ilustrando as curvas de resfriamento, medidas para várias distâncias da superfície, e as temperaturas Ms para aços carbono com diferentes teores de carbono (linhas longitudinais do diagrama).

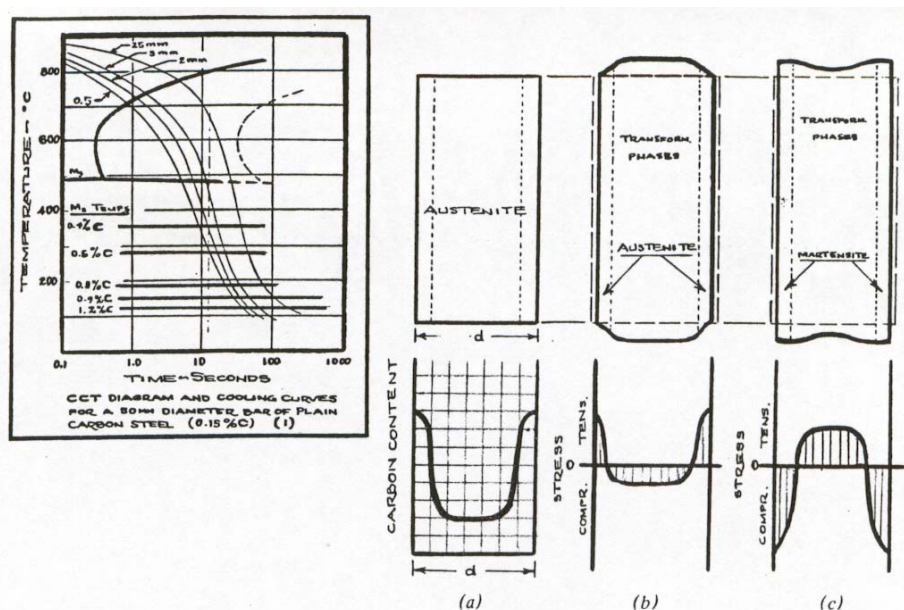


FIGURA 2.26 – Ilustração esquemática do desenvolvimento das TR's na seção longitudinal de uma barra cilíndrica de aço, no qual a transformação do núcleo precede a da camada durante resfriamento [14].

Presumindo que o teor de carbono da camada é 0,8% ou maior, a superposição das curvas de resfriamento para várias distâncias da superfície no diagrama de transformação mostra claramente que o núcleo da barra cementada (com baixo teor de carbono) irá se transformar antes do início da transformação do núcleo que se expandirá nas direções radial e axial, como mostrada na fig.2.26(b), enquanto a camada ainda está austenítica. Assim, a camada é plástica o suficiente para suportar a expansão do núcleo e, apesar de oferecer uma certa resistência, provoca a tensão de tração axial na superfície e de compressão no núcleo (fig.2.26(b)). Na sequência do resfriamento ocorre a transformação martensítica na superfície, com a conseqüente expansão que é impedida pelo núcleo já transformado e rígido.

Portanto, o estado final de tensão na direção axial fica como mostrado na fig.2.26(c), com a camada sob compressão, devido à restrição a livre expansão oferecida pelo núcleo, enquanto este, de forma reativa, fica sob tração.

Certos aços cementados têm uma composição química e/ou teor de carbono, tais que no resfriamento, a partir da temperatura de austenitização, a superfície exterior ou a camada irá se

transformar antes que o núcleo. As distribuições das TR's resultantes desta transformação de fase, nestes aços, são mostradas na fig.2.27. O estado final da distribuição das TR's apresenta a camada sob tração e o núcleo sob compressão, fato que pode ser explicado pela dificuldade oferecida pela parte externa à livre expansão da parte interna que se transforma posteriormente, restringindo e deixando-a em um estado de compressão e, de forma reativa, a camada fica sob tração.

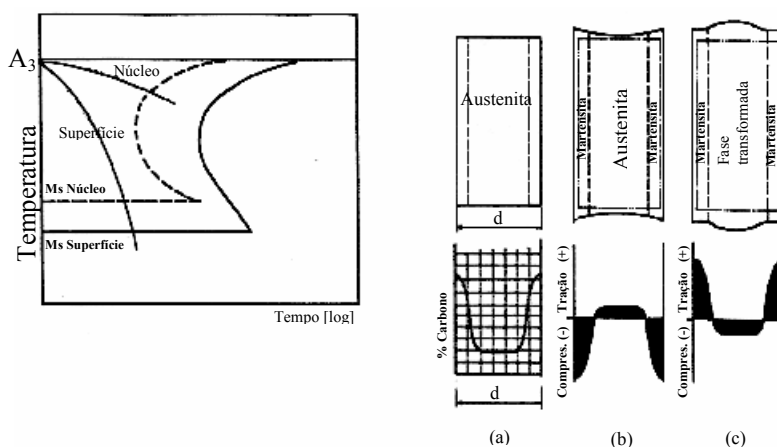


FIGURA 2.27 – Ilustração esquemática do desenvolvimento das TR's na seção longitudinal de uma barra cilíndrica de aço, no qual a transformação da camada precede a do núcleo, durante o resfriamento [17].

Resumidamente, pode-se afirmar que um componente cementado, quando submetido à têmpera, pode gerar diferentes estados de tensão residual, dependendo da geometria, dimensão, composição química, tamanho de grão austenítico, temperatura de aquecimento e velocidade de resfriamento, pois, tais fatores afetam a seqüência de transformação, que é a principal variável na distribuição final dos tensores [14, 17].

A fig.2.28 mostra um esquema das possíveis seqüências de transformação e, portanto, das diferentes distribuições de tensão nas três direções principais de um cilindro cementado, ilustrando também as tensões provocadas pelo resfriamento (fig.2.28 a). Neste caso, as tensões residuais geradas pelo resfriamento são pequenas quando comparadas à aquelas geradas por transformação de fases [22,14,17]. As tensões mostradas no painel à esquerda são para metais que não apresentam mudanças alotrópicas. As demais se referem a aços cementados.

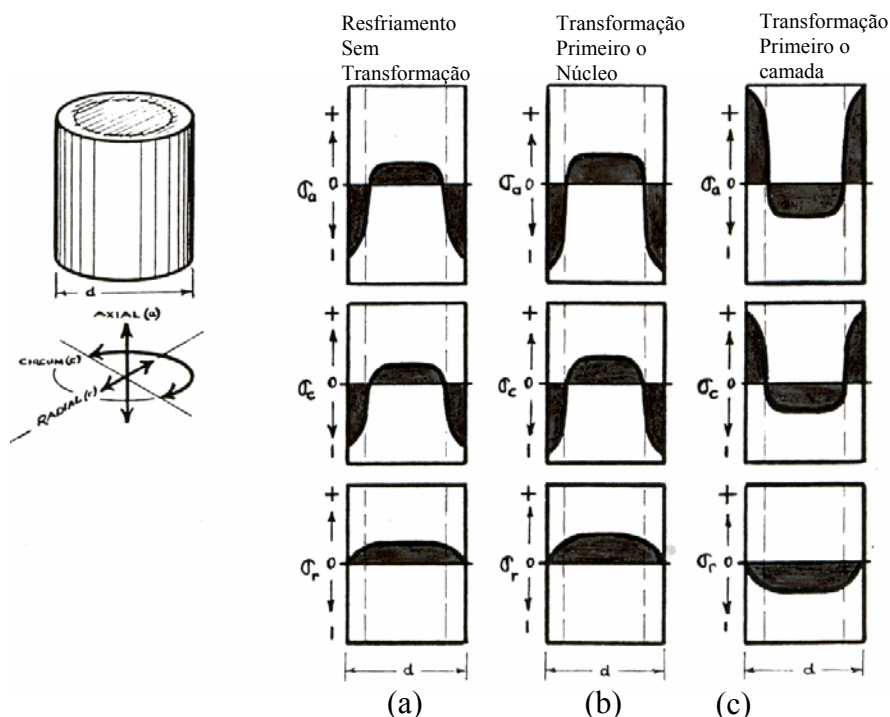


FIGURA 2.28 – Ilustração esquemática da distribuição das três tensões principais que podem ser desenvolvidas no resfriamento de materiais metálicos.[14].

2.4.2.1 – O Efeito da Austenita Retida

O resfriamento rápido da camada com alto teor de carbono resulta na retenção de quantidades significantes de austenita retida, sendo que a quantidade deste componente no aço de baixo carbono é pequena ou até mesmo insignificante. A quantidade retida no núcleo e na camada é aumentada quando o aço contém elementos de liga, tais como Ni, Cr e Mn.

A austenita retida no aço cementado é sensível à transformação em martensita nas operações de subzero e revenimento ou até mesmo somente nas operações de revenimento após a têmpera, ou ainda, em casos extremos por esforços mecânicos com a peça em funcionamento.

Esta transformação provoca alterações volumétricas causando deformações adicionais no volume da martensita inicialmente transformada. Estas deformações geralmente apresentam sinal negativo, na qual a martensita inicial se opõe à transformação da austenita retida, induzindo tensões compressivas adicionais nas três direções principais.

2.4.3 – Propriedades da Fadiga Afetadas pela Tensão Residual

A avaliação da contribuição da distribuição da TR na performance mecânica é freqüentemente difícil. A principal dificuldade reside no fato de que a magnitude do pico de TR e a natureza da sua distribuição estão mais ou menos relacionadas com a profundidade da camada e/ou com a distribuição do teor de carbono. Uma vez que a profundidade da camada e sua distribuição de carbono constituem a principal variável da propriedade mecânica, os parâmetros de TR não podem ser variados independentemente. Assim, é virtualmente impossível separar uma da outra.

A presença de compressão residual na superfície das partes sujeitas a carregamentos cíclicos é benéfica para as propriedades de fadiga do material [12], como se pode observar na fig.2.29, pela redução da tensão total na superfície da peça. Aqui é, também, virtualmente impossível separar o efeito da tensão residual dos fenômenos concorrentes presentes, que produzem uma alta resistência à fadiga. Mais especificamente, na camada de aços cementados, o alto teor de carbono da camada automaticamente assegura um valor alto de resistência à tração na camada. Como a resistência à fadiga aumenta com a resistência a tração [38], não sendo, portanto, uma tarefa simples a delimitação precisa da contribuição para o aumento da resistência à fadiga, entre a tensão residual compressiva e a alta resistência à tração da camada.

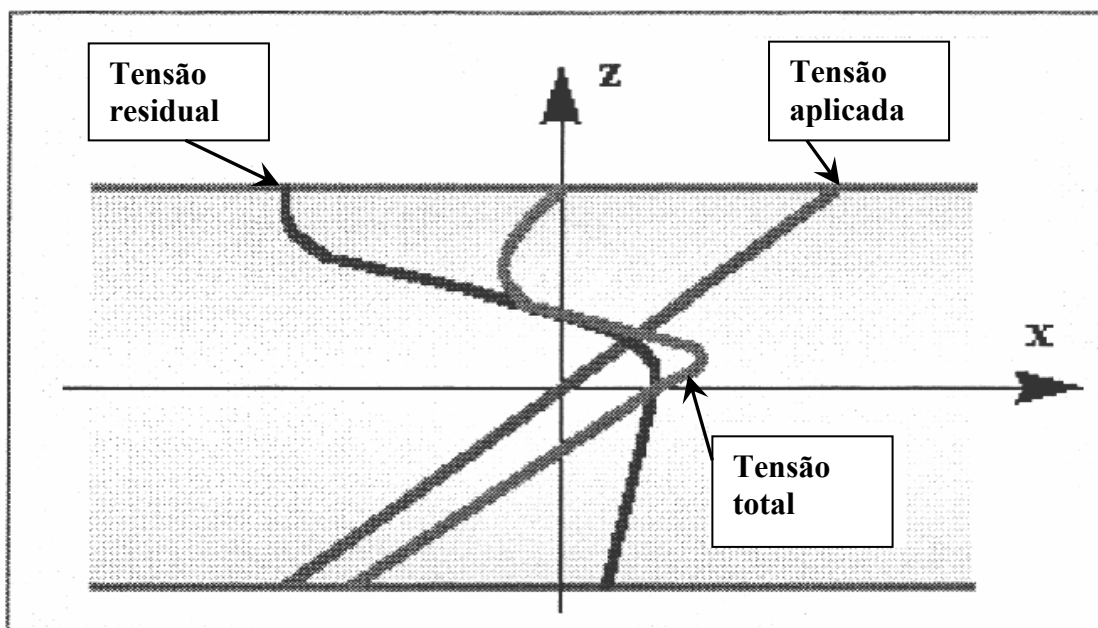


FIGURA 2.29 – Ilustração esquemática da redução do nível de tensão aplicada devido à presença de tensão residual de compressão.

E.J. Herbert [14] apresenta, no entanto, testes executados para permitir o controle arbitrário da intensidade do pico de compressão residual na superfície de um corpo de prova de fadiga, mantendo a dureza superficial constante. Outro teste foi conduzido, mostrando que o limite de endurecibilidade de vários aços aumentou proporcionalmente com a intensidade da tensão residual de compressão na superfície. Os dados desta investigação estão mostrados na fig.2.30.

Estes testes parecem indicar uma relação direta entre a magnitude da TR de compressão e o limite de endurecibilidade. Porém, as provas não são inequívocas devido a utilização de aços de diferentes temperabilidades para encontrar as diferentes intensidades de TR. Isto significa que a despeito do fato da dureza superficial ser constante, a propriedade varia com a temperabilidade do aço, então a força compressiva total, também, varia independentemente do pico da TR ser constante.

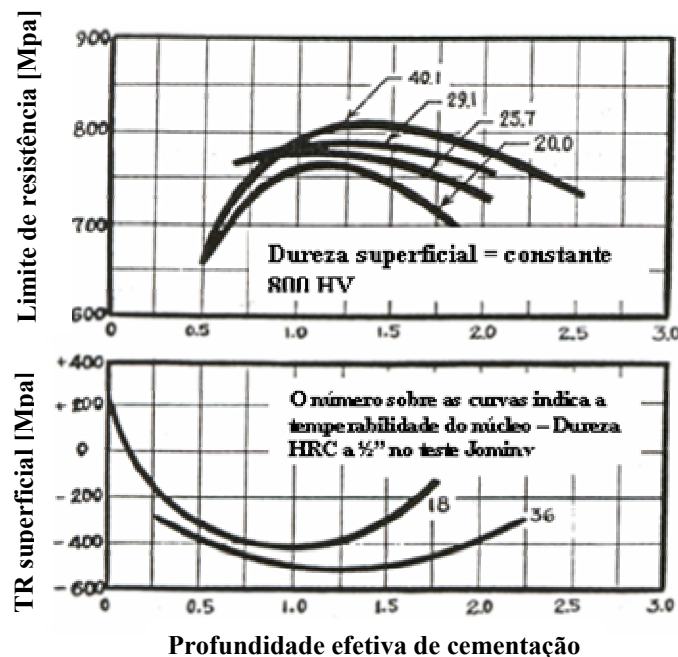


FIGURA 2.30 – Propriedades de fadiga em uma série de aços ao Cr/Mo cementados e o correspondente pico de tensão residual medido, mostrando a maneira pela qual a temperabilidade do aço básico influi nas propriedades de fadiga [14].

2.4.4 – Métodos de Medição das Tensões Residuais

Como mencionado previamente, as TR's estão sempre presentes e são importantes em vários graus. Entretanto, elas raramente são medidas durante o ciclo produtivo da peça ou componente. Uma das dificuldades reside no fato de que as tensões não são diretamente medidas. O que é medido é a deformação elástica causada pelas micros e macros tensões residuais. A determinação em se compreender melhor os efeitos das tensões residuais proporcionou o desenvolvimento de uma série de técnicas de medição baseadas em diferentes princípios.

Os primeiros métodos utilizados na determinação qualitativa das TR's eram baseados no alívio das tensões pela realização de cortes, remoção de camadas por meio de ataques químicos e pela medição do empenamento resultante no material. Estes princípios são ainda hoje utilizados com técnicas aperfeiçoadas [2, 44].

A evolução das técnicas de medição naturalmente acompanhou a evolução técnica das últimas décadas em todas as áreas das ciências. Ainda assim, algumas hipóteses para análise continuam inalteradas. Estas hipóteses assumem que:

- O material é isótropo;
- As técnicas de medição não introduzem novas tensões residuais;
- O campo de tensão é uniforme;
- Existência de um estado plano de tensões.

Existem vários métodos de medição da tensão residual e a escolha de um específico depende de vários fatores, tais como, a natureza do campo da tensão residual, do tempo disponível para a medição, da incerteza requerida, da extensão da região de interesse, etc. Cada método possui um domínio de aplicações bem definido e dependente do problema. As técnicas mais utilizadas atualmente são:

- Difração de raios-x (DRX);
- Análise de ruídos Barkhausen (BNA);
- Técnicas de ultra-som (TUS);
- Método do furo cego e demais técnicas de alívio de tensões.

2.4.4.1 – Técnicas de Ultra-Som

O método é baseado no fato que a velocidade de propagação do US varia de forma aproximadamente linear com a tensão sob a qual o material cristalino está submetido. Esta variação pode ser medida com as técnicas e instrumentações adequadas. Um dos grandes problemas encontrados para a aplicação desta técnica é a necessidade de se estabelecer a velocidade do US no material isento de tensões residuais. Esta amostra isenta de tensões residuais deverá ter características microestruturais, tais como, tamanho de grão, forma, orientação e fases secundárias, bem como mesma composição química e deformação plástica da amostra tencionada a ser medida. Estas condições dificilmente podem ser conseguidas na prática.

Outro problema relacionado com a aplicação do US é que as tensões residuais são normalmente muito heterogêneas, sofrendo variações de dezenas de MPa em distâncias da ordem de milésimo de milímetro e a instrumentação para medição tem resolução na ordem de dezenas de milímetros ou até mesmo de vários centímetros, isto é, de três a quatro ordens de grandeza maior. Desta forma, esta técnica não encontra grande aplicação prática para a medição das tensões residuais [42, 44].

2.4.4.2 – Métodos Magnéticos

Com relação aos métodos magnéticos para medição de tensão residual a técnica utilizada é conhecida como método de Barkhausen Noise Analysis (BNA). O princípio de medição é baseado na amplitude do ruído eletromagnético provocado pela magnetização local de materiais ferromagnéticos. Da mesma forma que o método do ultra-som, o sinal BNA é muito sensível a pequenas mudanças na composição química do material, composição de fases, densidade de deslocamentos, microestruturas, etc. Por estas razões, o método BNA não encontra grande aplicação para medições quantitativas de TR's, tanto macro como micro tensões [42].

2.4.4.3 – Métodos Mecânicos

Bem antes do desenvolvimento dos modernos métodos não destrutivos, os métodos mecânicos tem sido utilizados para a medição da macro tensão residual. Eram utilizados micrômetros para a medição da mudança dimensional dos corpos sob carga. A tensão unitária era obtida pela divisão desta quantidade pelo comprimento original. Naturalmente o valor obtido é o valor médio da tensão e não dava indicações da tensão residual que poderia estar localizada na vizinhança de uma descontinuidade. Para ilustrar a importância desta observação, em peças de geometria complicada com tensão média de 350 MPa, podem existir picos de até 600 MPa. Neste caso, se a peça fosse dimensionada pelo valor médio, ela iria falhar sob carga em uma das seções mais tencionadas [4]. Dentre os métodos que utilizam esse princípio podemos citar o método de remoção de camada e do seccionamento.

O método de remoção de camada é normalmente utilizado para a medição de tensões residuais em barras retangulares ou chapas. Após a remoção do material são observadas as distorções no corpo de prova e posteriormente são extraídas informações qualitativas e quantitativas pela medição acurada da deformação. O processo para remoção de material normalmente utilizado é o de ataque químico, por não introduzir tensões residuais e possibilitar um bom controle da espessura da camada retirada.

Uma avaliação conhecida deste método de remoção de camada é o método aplicado para a tensão residual em cilindros conhecido como o método Sachs. Consiste em determinar as tensões residuais longitudinais, radiais em cilindros sólidos ou vazados, medindo a deformação da superfície externa do corpo de prova após a remoção do material da superfície interna. Pode-se, também, executar a operação inversa, removendo material da superfície externa e medindo deformação da superfície interna. Esses métodos são pouco empregados devido ao tempo longo de ensaio, mesmo utilizando-se das modernas técnicas de eletroerosão para remoção das camadas.

O método de medição da tensão residual por seccionamentos foi desenvolvido especialmente para cilindros e anéis, pois essas peças que são geometricamente axissimétricas facilitam a percepção visual e o cálculo das tensões residuais. Estes métodos são mais utilizados para indicação visual do estado de tensão residual. Esta análise quantitativa é simples, pois, quando

a “língua” formada por dois cortes parciais paralelos se deforma na direção do centro da peça, significa estado compressivo na direção axial. De forma contrária, quando a “língua” se movimenta no sentido oposto ao da peça, significa estado de tração axial no diâmetro externo do tubo. Porém, se não houver deformações após os cortes parciais não significa que, necessariamente, a peça esteja livre de tensões. Pode haver tensão de compressão no centro e tração em ambas as superfícies, externa e interna, de forma a resultar em momento de flexão nulo após o corte. O método de seccionamento para peças com forma de anéis por meio de corte radial, da mesma forma que num cilindro, mede as variações no diâmetro de anéis cortados a partir de um cilindro. O aumento do diâmetro após o corte radial indica um estado de tensões tangenciais de tração e quando esse diminui, indica a existência de um estado de tensões tangenciais de compressão [44, 21, 22].

O próximo passo no desenvolvimento da medição da tensão residual foi uma série de instrumentos chamados de extensômetros. Inicialmente, os extensômetros ampliavam as deformações por meio de um sistema de alavancas, sendo, posteriormente, adicionados feixes luminosos e espelhos, resultando um acréscimo de sensibilidade, além de equipamentos menores e menos incômodos. O estado da arte nesse tipo de ampliação mecânica produziu extensômetros que medem extensões na ordem de 0,0003mm por milímetro, com ampliações da ordem de 2000 a 3000 vezes.

Ao mesmo tempo em que os extensômetros mecânicos e óticos eram desenvolvidos, outras investigações estavam voltadas para a base elétrica do fenômeno como uma ferramenta para a medição da deformação. Assim, os extensômetros elétricos são instrumentos construídos de forma a transformar qualquer deformação no corpo em que estão acoplados em um sinal elétrico proporcional. As variáveis elétricas comumente utilizadas são a resistência, a indutância e a capacitância. Esses extensômetros, inicialmente utilizados para medir a tensão residual em componentes ou mesmo equipamentos, permitiram a evolução das técnicas de medição até chegar naquele que é hoje considerado o melhor método experimental mecânico para a medição das tensões residuais, que é o método do furo [4].

2.4.4.3.1 – Método do Furo

O método de medição das tensões residuais pela técnica do furo para alívio das tensões é uma das técnicas modernas mais utilizadas atualmente. O procedimento de medição é relativamente simples e foi padronizado em um método padrão de testes pela ASTM e recebeu o número ASTM E837. Com a utilização de equipamentos comercialmente disponíveis e das recomendações da norma, o método do furo pôde ser aplicado rotineiramente. O método é muito versátil, podendo ser aplicado em qualquer laboratório ou no campo sobre corpos de prova ou peças/objetos com grande variedade de tamanho e forma. A técnica é referida freqüentemente como “semidestrutiva” uma vez que o pequeno furo mostrado na fig.2.31 não irá, em muitos casos, provocar danos significativos na integridade estrutural do objeto que está sendo testado. O furo tem, tipicamente, de 0,8 a 4,8 mm de diâmetro e profundidade igual a 20% superior para campos de tensão uniformes e 50% superior para campos de tensão não uniformes. Para um grande número de objetos testados pode-se, na maioria das vezes, remover o furo após o teste com uma lixadeira manual.

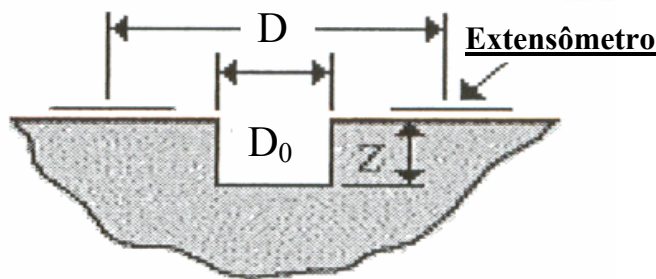


FIGURA 2.31 – Representação esquemática do furo brocado e da posição do extensômetro.

A introdução de um furo, mesmo de diâmetro pequeno, em um corpo com tensões residuais relaxa a tensão naquela localização. Isto ocorre porque a perpendicular a uma superfície livre é, necessariamente, um eixo principal no qual as tensões de cisalhamento e normal são zero. Neste caso o eixo está representado pelo furo na superfície. A eliminação destas deformações, na superfície do furo, muda as tensões na região ao redor do furo, causando a correspondente mudança nas deformações locais na superfície do objeto testado. Esse é o princípio basilar para esse método.

Na maioria das aplicações práticas do método, o furo brocado não é passante, isto é, não

atravessa a espessura da parede do objeto, denominado-se assim, de técnica do “furo cego”, com uma profundidade aproximadamente igual ao diâmetro que deverá ser muito pequena comparada com a espessura do objeto testado. Como a geometria do furo cego, em função dos efeitos de borda e deformação, é muito complexa, não há um cálculo direto para determinação da tensão residual a partir da teoria da elasticidade, exceto pela introdução de coeficientes empíricos. A solução, entretanto, pode ser obtida para o caso simples de um furo brocado passante em uma chapa fina, na qual a tensão residual é uniformemente distribuída através de sua espessura e, estendida subsequente para aplicações técnicas do furo cego. Toda a teoria foi desenvolvida para uma placa larga, plana e sujeita a um plano de tensões estáveis e está longe dos objetos típicos da prática. Como as peças de máquinas e estruturais que são submetidas à análise de tensão residual podem ser de todos os tamanhos e formas (raramente são finas ou planas), a técnica do furo cego será utilizada na maioria das aplicações.

Quantitativamente, o método do furo cego apresenta ótima performance quando comparado com outras técnicas. A incerteza de medição deste método, considerando o uso em campos de tensão uniformes e empregos de técnicas de medição adequadas, está entre 10 e 20% do valor medido ou 10% da tensão de escoamento [12].

Como a formulação clássica considera a existência de campos de tensões residuais uniformes, nos casos em que a tensão varia com a profundidade, a tensão calculada é sempre menor do que a tensão máxima. Para avaliar a uniformidade da tensão ao longo da espessura e garantir o uso correto dos coeficientes de calibração é recomendado a realização da furação de maneira incremental, registrando-se as deformações ou deslocamentos bem como a respectiva profundidade. A análise da tensão residual é feita inserindo-se os dados em um gráfico e verificando se a curva obtida se enquadra dentro de uma faixa de tolerância apresentada pela norma conforme mostrado na fig.2.32.

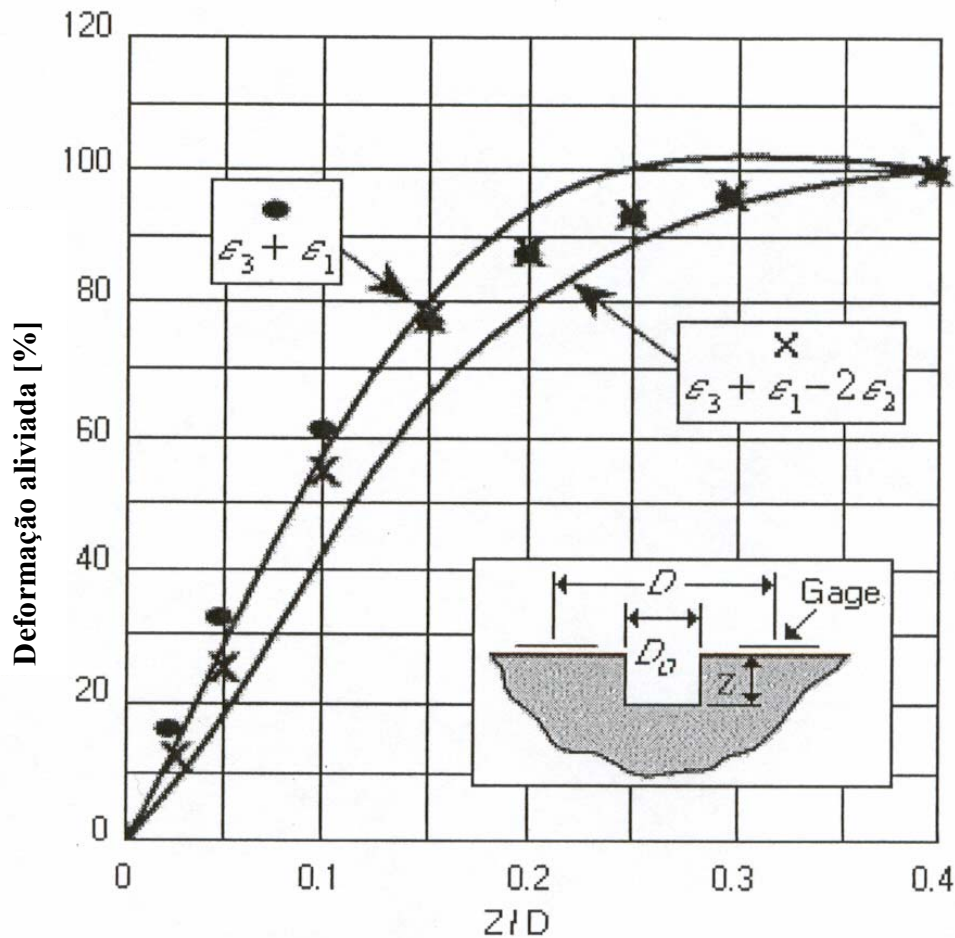


FIGURA 2.32 – Deformações aliviadas (de um exemplo numérico) comparadas com a ASTM E837.

Dentre outras limitações, os estudos do método do furo brocado, conduzidos por diferentes fontes [25], mostram que a mudança na deformação, produzida na furação em diferentes incrementos de profundidade após a primeira furação, é causada somente parcialmente pela tensão residual. A deformação incremental restante é gerada pela tensão residual nas furações incrementais anteriores devido ao aumento da conformação do material e pela mudança da distribuição das tensões à medida que o furo é aprofundado. Entretanto, a contribuição da tensão, em um

incremento em particular, para a mudança incremental correspondente na deformação, decresce rapidamente com o distanciamento da superfície. Como resultado, o total de tensão/deformação na profundidade total do furo é, predominantemente, influenciado pela tensão nas camadas mais próximas à superfície, isto é, o terço superior ou, talvez, a metade do furo correspondente a $Z/D > 0,2$ (fig.2.32), a tensão nesses incrementos tem um efeito muito pequeno nas deformações observadas. Este comportamento é confirmado para tensões uniformes, pela forma do gráfico normalizado de deformações, onde cerca de 80% da deformação total aliviada ocorre na primeira metade da profundidade do furo. Devido a esta característica, poucas ou até mesmo nenhuma interpretação pode ser feita com segurança dos dados da deformação incremental para incrementos de $Z/D > 0,2$. Em resumo, a aplicação ideal do método do furo brocado é aquele na qual a tensão é essencialmente uniforme com relação a profundidade.

2.4.4.4 – Difratometria de Raios-X

A aplicação da medição da tensão por difratometria de raios-x (DRX) em problemas práticos de engenharia teve início em meados do século passado. O advento dos difratômetros e o desenvolvimento dos modelos de estado plano de tensão permitiram a aplicação em aços temperados [12]. No final da década de 1970, a medição de tensão residual por DRX estava rotineiramente aplicada nas indústrias nuclear e aeronáutica, envolvendo fadiga e corrosão sob tensão das ligas de Ni, Ti, bem como Al e aços. Atualmente, as medições são executadas rotineiramente em cerâmicas, compostos intermetálicos e, virtualmente, qualquer material cristalino de grão fino.

O método de medição da tensão residual por DRX mede a deformação do parâmetro de rede cristalino e a tensão é calculada, assumindo-se uma distorção elástica linear do parâmetro cristalino. Embora o termo medição da tensão seja comumente utilizado, a tensão é uma propriedade extrínseca que não é diretamente medida. Este método, bem como todos os demais anteriormente citados, requer a medição de alguma propriedade intrínseca, tal como a deformação ou força e área [12].

Para medir a tensão, a deformação no parâmetro de rede cristalina deve ser medida em no mínimo duas orientações precisamente conhecidas, relativas à superfície da amostra. Como a DRX produz difração para qualquer orientação da superfície da amostra, é perfeitamente aplicável para a medição da tensão residual. A tensão residual, medida usando-se a DRX, é a média aritmética da tensão em um volume do material definido pela área a ser irradiada, a qual pode variar de milímetros a centímetros quadrados, e pela profundidade de penetração do feixe de raios-x. Esta profundidade é determinada pelo coeficiente de absorção do material à radiação utilizada. Nas técnicas utilizadas para ligas de ferro, 50% da radiação é difratada de uma camada menor que 5 μ m de profundidade. Esta pouca profundidade de penetração e a pequena área irradiada permitem a medição das distribuições de tensão residual com resolução que excedem os outros métodos de medição.

A medição da tensão residual pode ser uma ferramenta poderosa para análise da falha ou estudos de desenvolvimento de processos. A quantificação da tensão residual presente em um

componente, o qual pode acelerar ou retardar a fadiga ou corrosão sob tensão, é crucial para se entender a causa da falha. Processos bem sucedidos de usinagem, retificação, granalhamento ou tratamento térmico, levam a conclusão de que não somente o acabamento superficial adequado, dimensões, profundidade da camada cementada ou dureza, mas também, a distribuição das tensões residuais produz uma vida maior ao componente.

2.4.4.4.1 – Princípios da Medição da Tensão Residual Por Difração de Raios -X

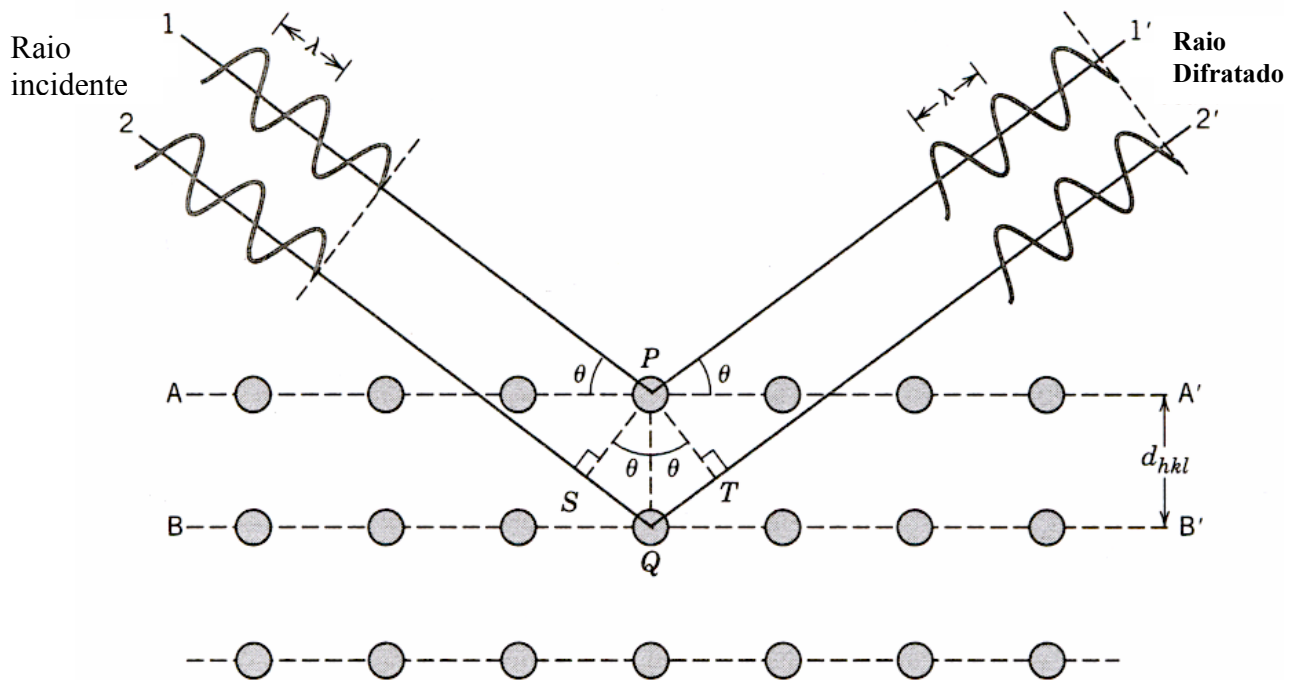
Os métodos de difração para determinação de tensão residual basicamente medem os ângulos nos quais a máxima intensidade difratada ocorre, quando uma amostra é irradiada com raios-x ou nêutrons. Destes ângulos, obtêm-se o espaçamento interplanar dos parâmetros de rede irradiados, utilizando-se a lei de Bragg. Se o material está tencionado, esses valores do espaçamento serão diferentes para aqueles não tencionados e a diferença será proporcional à tensão, agindo nos planos. Desta forma, podemos, então, usar a teoria da elasticidade, discutida no tópico anterior, para determinar a tensão residual ou aplicada agindo nos planos.

2.4.4.4.2 – Difração de Raios-X

Quando um metal está tencionado, as deformações elásticas se manifestam na rede cristalina dos grãos individuais. A tensão aplicada externa ou residual, quando menor que o limite de escoamento, é tomada como uma deformação no plano interatômico. As técnicas de difração de raios-x são capazes de medir estes espaçamentos interatômicos, os quais são indicativos das macro-tensões a que o metal está submetido. Os valores da tensão são obtidos destas deformações elásticas nos cristais por meio do conhecimento das constantes elásticas do material e assumindo-se que estas tensões são proporcionais à deformação. Os mais importantes parâmetros envolvidos na mecânica da difração de raios-x são descritos pela lei de Bragg. Esta lei pode ser facilmente demonstrada se assumirmos que um feixe de raios-x, paralelos, monocromáticos e coerentes, com um comprimento de onda λ , incide em dois planos com um ângulo θ , como mostrado na fig.2.33. Dois raios neste feixe, identificados por 1 e 2, são espalhados pelos átomos P e Q. A interferência

construtiva 1' e 2' ocorre quando o raio é espalhado, também, com um ângulo θ e a diferença entre os caminhos percorridos por 1-P-1' e 2-Q-2', isto é, SQ e QT, for igual a um valor inteiro n de comprimento de onda, que é a condição para a difração.

FIGURA 2.33 – Difração de raios X por planos atômicos (A-A' e B-B').



$$n\lambda = \overline{SQ} + \overline{QT} \quad (2.19)$$

Como

$$\overline{SQ} = \overline{QT} \quad (2.20)$$

$$\overline{SQ} = d \sin \theta \quad (2.21)$$

então:

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (2.22)$$

Onde:

$n = n^\circ$ inteiro

λ = comprimento de onda da radiação difratada

d = espaçamento dos planos atômicos

θ = ângulo de Bragg

Nesta equação, n é a ordem de reflexão, a qual deverá ser um número inteiro consistente com o $\sin \theta$. Assim, tem-se uma expressão simples relacionando o comprimento de onda do raio-x com o distância interplanar e o ângulo do feixe difratado.

2.4.4.4.3 –Método de Medição por Difração de Raios-X

A medição de tensão por difração de raios-x é restrita à superfície da amostra, sendo que na camada superficial exposta é assumido a existência de uma condição de estado plano de tensão, que é caracterizado pela distribuição das tensões principais descrita por σ_1 e σ_2 existentes no plano da superfície e pela tensão $\sigma_3=0$ no plano perpendicular à superfície. Entretanto, a componente de deformação ϵ_3 perpendicular a superfície não é nula, como resultado das contrações do coeficiente de Poisson, causadas pelas duas tensões principais, fig 2.34.

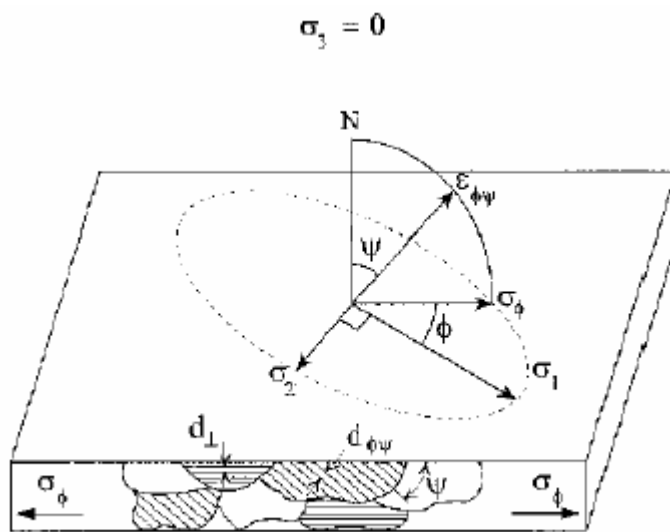


FIGURA 2.34 – Estado plano de tensões em uma superfície livre, mostrando a alteração no parâmetro de rede com giro de ψ para a tensão σ_ϕ paralela ao plano a superfície. Amostra com $\psi=0^\circ$, de modo a medir-se d_\perp ; amostra com $\psi=\psi^\circ$, de modo a medir-se $d_{\phi\psi}$.

Daí, a deformação $\epsilon_{\phi\psi}$ na direção dos ângulos Φ e ψ é dada por:

$$\epsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}(a_1^2\sigma_1 + a_2^2\sigma_2) - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.23)$$

Onde:

E = módulo de elasticidade ;

ν = coeficiente de Poisson;

a_1 e a_2 = cossenos diretores do vetor de deformação $\epsilon_{\phi\psi}$

Substituindo-se estes ângulos na equação (2.23) e fazendo as simplificações possíveis, obteremos a deformação em termos dos ângulos:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (2.24)$$

Se o ângulo ψ é tomado como sendo 90° , o vetor da deformação ficará paralelo ao plano da superfície e o componente da tensão superficial σ_ϕ será:

$$\sigma_\phi = (\sigma_1 \cos^2 \phi) + (\sigma_2 \sin^2 \phi) \quad (2.25)$$

Substituindo a equação (5.7) na equação (5.6), produz a deformação na superfície da amostra a um ângulo Φ da tensão principal σ_1 :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} \sigma_\phi \sin^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (2.26)$$

A equação (5.8) dá a tensão superficial σ_ϕ em qualquer direção definida pelo ângulo ψ , para a deformação $\varepsilon_{\phi\psi}$ na direção (Φ, ψ) e as principais tensões na superfície.

Se $d_{\phi\psi}$ é a distância interplanar medida nas direções definidas por Φ e por ψ , a deformação poderá ser expressa em termos da mudança no espaçamento interplanar:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (2.27)$$

Onde d_0 é a distância interplanar livre de tensão. Ou, analogamente, girando o cristal:

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_\perp - d_0}{d_0} \quad (2.28)$$

Onde:

$\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp$ = deformação normal, ou seja, com $\psi = 0^\circ$;

d_\perp = distância interplanar com $\psi = 0^\circ$;

d_0 = distância interplanar com deformação nula.

Como $\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp$, então a equação (5.8) torna-se:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} \sigma_\phi \sin^2 \psi \right] + \varepsilon_\perp \quad (2.29)$$

Rearranjando esta equação, tem-se:

$$\sigma_{\phi} = (\varepsilon_{\phi, \psi} - \varepsilon_{\perp}) \frac{E}{1 + \nu} \frac{1}{\sin \psi} \quad (2.30)$$

Porém, como:

$$(\varepsilon_{\phi, \psi} - \varepsilon_{\perp}) = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} - \frac{d_{\perp} - d_0}{d_0} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_0} \quad (2.31)$$

Tomando-se d_0 por d_{\perp} com um erro desprezível, a equação fica:

$$(\varepsilon_{\phi, \psi} - \varepsilon_{\perp}) = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \quad (2.32)$$

Substituindo-se a equação (5.14) na equação (5.12), obtém-se:

$$\sigma_{\phi} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \frac{E}{1 + \nu} \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad (2.33)$$

Esta equação permite calcular o valor da tensão σ_{ϕ} usando o difratômetro de raios-x, pois os valores de E , ν e ψ são conhecidos e os valores de d_{ψ} e d_{\perp} podem ser obtidos do difratômetro. Porém, é mais conveniente, conseguir o valor de σ_{ϕ} em função do ângulo de difração, uma vez que os equipamentos de raios -x fornecem diretamente o valor do ângulo 2θ . Para se conseguir a equação (2.33) em função de 2θ , inicialmente deve-se diferenciar a lei de Bragg. Obtem-se então:

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \Delta \theta \quad (2.34)$$

Que é equivalente a:

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \left(\frac{\Delta 2\theta}{2} \right) \quad (2.35)$$

Substituindo a equação (2.35) na equação (2.33), resulta em:

$$\sigma_{\phi} = (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \frac{\cot \theta}{2} \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) \frac{1}{\sin \psi} \frac{\pi}{180} \quad (2.36)$$

Para 2θ expresso em graus.

Na prática o valor do $\cot \theta$ é considerado constante e seu valor é aproximado para $\cot \theta_{\perp}$, ou $\cot \theta_0$, quando conhecido θ_0 . No caso do aço, quando usualmente se mede 2θ para os planos (211) da martensita ou ferrita, adota-se $2\theta = 155,8^\circ$ [dorival 49]. Essa aproximação leva a um erro desprezível para medições onde a diferença $(2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi})$ é pequena. No caso do aço, esse valor de 2θ raramente ultrapassa $1,5^\circ$. Pode-se então, escrever a equação (2.36) de forma simplificada:

$$\sigma_{\phi} = k (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \quad (2.37)$$

Onde k = fator de tensão ou:

$$k \sigma_{\phi} = (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \frac{\cot \theta}{2} \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) \frac{1}{\sin \psi} \frac{\pi}{180} \quad (2.38)$$

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

Neste item serão descritos os materiais e a metodologia utilizada para a realização dos ensaios. Foram executados ensaios preliminares variando a espessura do corpo de prova e utilizando-se uma única espessura de camada, isto é, mantendo-se a camada cementada fixa. A partir destes ensaios foi estabelecida a geometria final dos corpos de prova, com espessura definida, adequada a comparação dos resultados dos ensaios de resistência à fadiga.

3.1 – ENSAIO PRELIMINAR – PROFUNDIDADE DE CAMADA CEMENTADA FIXA E ESPESSURA VARIÁVEL

3.1.1 – Materiais do ensaio preliminar

As amostras utilizadas foram obtidas a partir de aço de construção mecânica, laminadas a frio, do tipo SAE 8620, com a composição química mostrada na tabela 3.1

TABELA 3.1 - Composição Química

		Elemento - % em peso							
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
Nominal	Max	0,18	0,70	0,15	-	-	0,4	0,15	0,40
	Mín	0,23	0,90	0,30	0,035	0,04	0,60	0,25	0,70
Obtido		0,20	0,77	0,18	0,023	0,030	0,55	0,15	0,46

As amostras foram obtidas a partir de barras de aço laminado a frio, com o comprimento destas coincidentes com o sentido da laminação da barra. A geometria das amostras utilizadas está ilustrada na fig. 3.1.

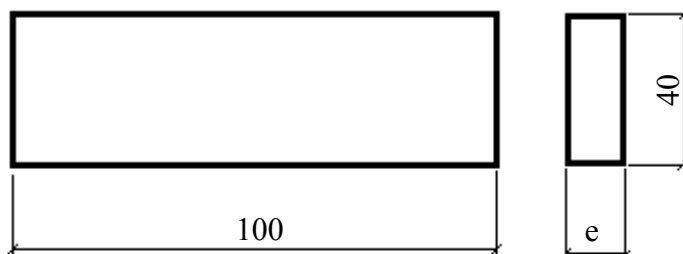


FIGURA 3.1 - Geometria dos corpos de prova

3.1.2 – Método do ensaio preliminar

Foram executadas três séries de corpos de prova para cada espessura “e”. As séries foram submetidas ao mesmo tratamento térmico e a mesma sequência de processo, conforme tabela 3.2.

TABELA 3.2. Sequência e parâmetros do tratamento térmico

Operação	Descrição	Parâmetro
Cementação	Temperatura / tempo	970°C / 700 min
	Teor de carbono	0,95 %
Têmpera	Temperatura / tempo	850°C / 60 min
	Teor de carbono	0,8 %
	Temperatura do óleo de têmpera	50 / 60°C
Lavar	-	Solução alcalina 50 / 60°C
Subzero	Temperatura / tempo	-196°C / 10 min
Revenimento	Temperatura / tempo	180°C / 60 min

Para os tratamentos de cementação e têmpera foi utilizado um forno de câmara (com tanque de óleo acoplado) com atmosfera controlada. A atmosfera do forno é do tipo endotérmico feito a partir de propano craqueado em gerador de gás externo, com composição química padrão. Para o subzero foi utilizada uma cuba criogênica com nitrogênio líquido e para o revenimento, um forno de câmara com atmosfera a base de nitrogênio gasoso.

A preparação das amostras, antes da medição de tensão, foi feita com água e desengraxante alcalino em uma solução a 3%. Para a medição da tensão residual foi utilizado um difratômetro de Raios-X da marca “Rigaku”, que é específico para a medição de austenita retida e tensão residual com regulagem de parâmetros conforme mostrado na tabela 3.3.

TABELA 3.3. - Parâmetros para medição de tensão residual.

Descrição	Parâmetro
Método	2 exposições
Raio-x	Cr-K α
Filtro	Vanádio
Plano de difração	(211) α -Fe
Ângulos incidentes	152,6 a 157,6°
Janelas	Tipo Foller
Tensão do tubo	20 kv
Corrente do tubo	5 mA

3.2 – ENSAIOS FINAIS – ESPESSURA FIXA E PROFUNDIDADE DE CAMADA CEMENTADA VARIÁVEL

A escolha do processo de ensaio, bem como da geometria dos corpos de prova deveu-se ao resultado e às conclusões do ensaio preliminar, no qual ficou demonstrada a influência da profundidade da camada cementada na inversão do sinal da tensão residual à medida que a camada efetiva de cementação tende a atingir a metade da espessura do corpo de prova (camada cruzada). Para este trabalho preliminar foram utilizados corpos de prova com espessuras variáveis, tratados termicamente ao mesmo tempo, isto é, rigorosamente submetidos às mesmas condições de processamento.

Como o objetivo do presente trabalho é a avaliação da influência da profundidade da camada cementada nos valores da tensão residual e a sua influência na resistência à fadiga, definiu-se que os corpos de prova teriam espessuras iguais e seriam submetidos a diferentes tratamentos térmicos.

3.2.1 – Materiais Utilizados

A partir de barras de aço de construção mecânica trefiladas a frio, do tipo SAE 8620, foram obtidos os corpos de prova utilizados na fase experimental conforme mostrados nas fig. 3.2, 3.3 e 3.4.

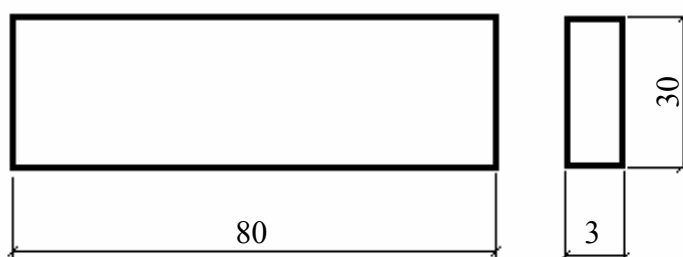


FIGURA 3.2 – Geometria dos corpos de prova

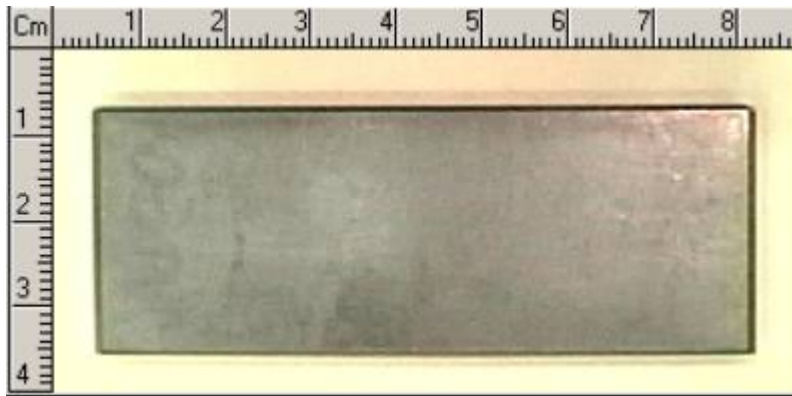


FIGURA 3.3 – Representação esquemática da forma como o corpo de prova foi produzido a partir de uma barra de aço redonda.

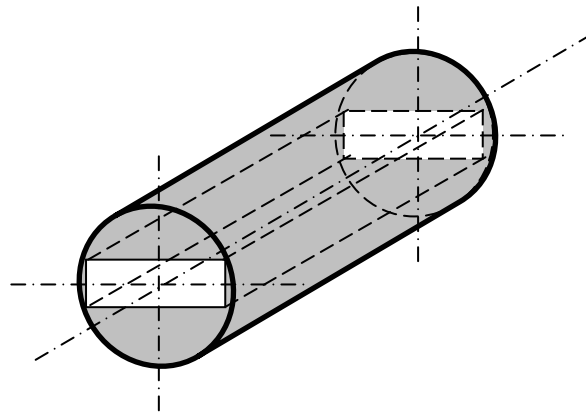


FIGURA 3.4 – Vista do corpo de prova.

Foram realizadas as caracterizações químicas, mecânicas e metalográficas dos corpos de prova recebidos do setor de usinagem, já no formato final, conforme os valores mostrados nas tabelas abaixo.

A tabela 3.4 apresenta a composição química do material SAE 8620 obtida por meio de espectrometria de emissão óptica.

TABELA 3.4 – Composição química do aço SAE 8620 (% peso)

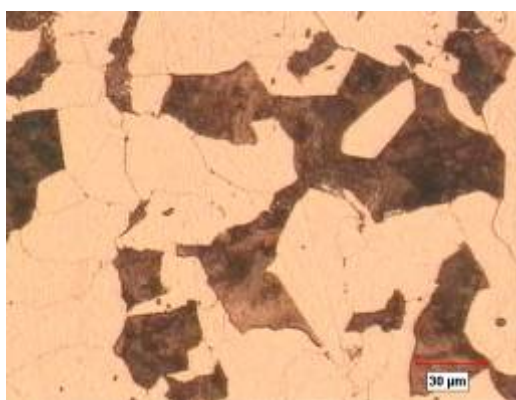
Elemento		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
Nominal	Min.	0,18	0,70	0,15	-	-	0,40	0,15	0,40
	Máx.	0,24	0,90	0,30	0,035	0,040	0,60	0,15	0,70
Composição	CP1	0,248	0,804	0,254	0,021	0,028	0,554	0,177	0,516
	CP2	0,232	0,796	0,251	0,022	0,032	0,554	0,178	0,512
	CP3	0,212	0,792	0,250	0,020	0,027	0,549	0,177	0,510
	X/	0,231	0,797	0,252	0,021	0,029	0,552	0,177	0,513

A caracterização metalográfica do corpo de prova (CP) foi feita no laboratório metalográfico do departamento de tratamento térmico. O CP foi seccionado no sentido transversal, embutido em resina termofixa (Baquelite) e lixado até a lixa com granulometria 600 e em seguida polido com alumina. A estrutura objetivada deve ser ferrita e perlita isenta de bainita. A fig.3.5 mostra a microestrutura do material, com grãos ASTM tamanho 5 e 6 uniformemente distribuídos, bem como a estrutura ferítica e perlítica isenta de bainita.

Para atestar o grau de pureza do material foi feita a contagem das inclusões, pelo método K, conforme descrito na norma DIN 50602 e mostrados na Tabela 3.5, isto é, foram feitos vinte cinco seccionamentos transversais, cinco em cada CP, totalizando uma área mínima de 3000mm², embutidos, lixados até à lixa com granulometria 600, polidos com alumina e feita a contagem das inclusões de sulfetos e óxidos presentes no aço.



(a)



(b)

FIGURA 3.5 – Fotomicrografia da seção transversal. (a) - Periferia; (b) - Núcleo. Ataque com Nital a 3% (ácido nítrico PA, diluído em álcool), aumento de 100X.

TABELA 3.5 – Avaliação do grau de pureza da matéria prima para confecção dos CP.

Característica	Diâmetro [mm]		Óxidos	Sulfetos
	Acima de	Até	Soma de K	Código ⁽¹⁾
Especificado	17	35	K3 Max. 45	Max 4
Obtido	Diâmetro 32 mm (1,25")		37	2

Apesar dos processos de usinagem produzirem eventuais anomalias, tais como queima, retêmpera e encruamento, não foram avaliadas as tensões residuais advindas da conformação dos corpos de prova, devido ao tratamento térmico posterior, que eliminará os efeitos indesejáveis das anomalias apontadas.

A dureza dos corpos de prova foi avaliada de acordo com a especificação da norma Bosch para a matéria prima, acima citada, conforme mostrado na tabela 3.6. A dureza foi testada de acordo com o método Brinell, normalizado de acordo com a norma ASTM E-10. Foi executada a avaliação, também, com dureza superficial do tipo Vickers, feita de acordo com a norma ISO 6507, na tentativa de se identificar alguma anomalia superficial provocada pela usinagem, tal como encruamento dos grãos próximos a superfícies usinadas.

TABELA 3.6 – Dureza dos corpos de prova.

Dureza	Especificado	Verificado		
		CP 1	CP 2	CP 3
HB 5/750	152 a 201 HB	162 HB	175 HB	162 HB
HV3		168 HV3	181 HV3	187 HV3

Para o ensaio de fadiga foram fabricados a base de fixação da amostra e o punção, conforme mostrado na fig. 3.6. Para este dispositivo utilizou-se aço SAE D2, temperado e revenido, para 60 a 64 HRC, com posterior tratamento de oxidação negra, para reduzir a oxidação provocada pelo manuseio.



FIGURA 3.6 – Dispositivo de fixação e punção para o ensaio de fadiga.

3.2.2 – Método

Para os ensaios da avaliação da influência da tensão residual na resistência à fadiga em peças com diferentes tratamentos térmicos, foi definida a seqüência de atividades e experimentos conforme mostrado no fluxograma abaixo, fig.3.7:

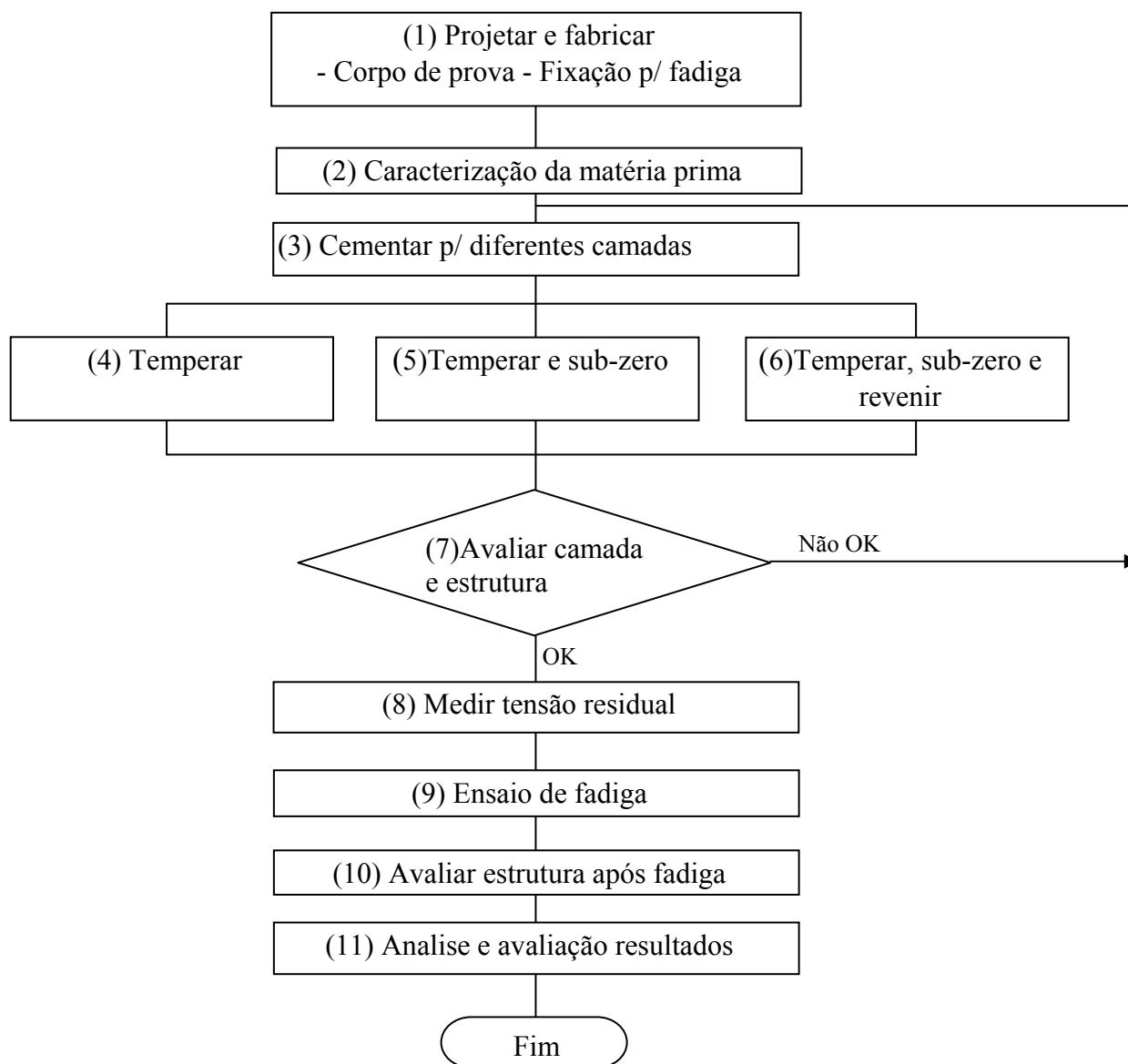


FIGURA 3.7 – Fluxograma para definição da seqüência de atividades e experimentos.

3.2.3 – Tratamento Térmico

Os tratamentos termoquímico e térmico foram executados em fornos com atmosfera protetora e tanque acoplado com óleo de resfriamento para a têmpera, apresentando a vantagem de se executar esta operação sob atmosfera controlada, evitando o contato do corpo de prova com o ar durante a transferência, até a completa imersão no banho de óleo. Os equipamentos utilizados são comerciais, com dimensões adequadas ao tratamento térmico de lotes relativamente grandes, em regime de produção industrial. São do tipo câmara e pré-câmara, com a entrada e saída da carga ocorrendo pela pré-câmara. Este tipo de equipamento é conhecido na literatura técnica como “in-out”, significando que a carga entra e sai pela mesma porta, como mostrado na fig.3.8. O funcionamento deste equipamento pode ser mais facilmente visualizado no desenho esquemático apresentado na fig. 3.9.

A atmosfera utilizada é o gás endotérmico produzido a partir da queima incompleta do propano e ar, cuja mistura é soprada através de uma retorta aquecida, que contém catalisador à base de níquel. Este equipamento é denominado gerador de gás endotérmico. A atmosfera assim gerada circula através da câmara de tratamento e tem o potencial de carbono ou o ponto de orvalho corrigido de acordo com o tratamento desejado (vide capítulo 2.3).

A atmosfera no interior do forno é regulada por um sistema de controle que utiliza uma sonda composta por óxido de zircônio, que analisa as pressões parciais de oxigênio da atmosfera do forno e de um gás com um teor de oxigênio conhecido (normalmente é utilizado ar como gás de referência). A pressão parcial de oxigênio é convertida em teor de carbono que é a variável informada ao operador para a monitoração do equipamento. O controle é feito automaticamente pela injeção de propano ou ar, para aumentar ou diminuir o teor de carbono, respectivamente.



FIGURA 3.8 – Forno de câmara com atmosfera protetora, tipo “in-out”, com dimensões úteis: $l=600\text{mm}$; $a=500\text{ mm}$, $c=1060\text{ mm}$ e capacidade de carga de 600kg.

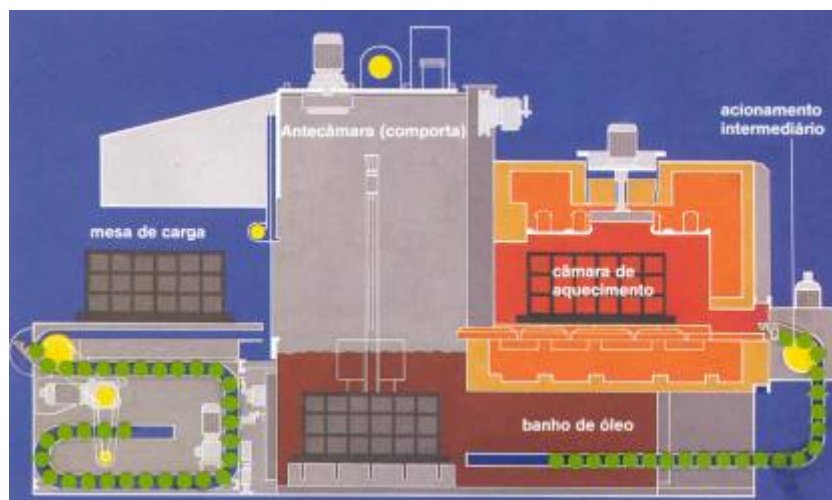


FIGURA 3.9 – Desenho esquemático do sistema de funcionamento do forno de câmara. Estão claramente definidos as 4 posições possíveis nas quais a carga pode ser colocada: antecâmara com duas posições, banho de óleo e câmara de aquecimento.

As peças são fixadas em dispositivos compostos por grelhas, cestos e telas, confeccionadas em aços inoxidáveis da série AISI 300, conhecidos como aços resistentes ao calor. Para a limpeza das peças, tanto antes do tratamento quanto para a remoção do óleo de têmpera, são utilizadas lavadoras industriais que utilizam soluções alcalinas com diferentes teores para esta finalidade.

Os tratamentos termoquímicos de cementação aplicados em todos os corpos de prova estão mostrados na tabela 3.7:

TABELA 3.7 – Parâmetros utilizados para cementação

Camada Desejada	Cementação		
	Temperatura [°C]	Tempo [min]	Teor de carbono [%]
0,1	920	50	1,0
0,4		200	
0,8		360	
1,2		480	
1,5		680	
2.0		800	

A seqüência dos tratamentos térmicos está mostrada na tabela 3.8. A operação de têmpera, da mesma forma que a cementação, foi aplicada em todos os corpos de provas e, a partir desta operação, os corpos de prova tiveram a seqüência escalonada, isto é, interrompida nas diversas etapas, para ser possível a avaliação, também, da influência da tensão residual em cada etapa do processo e ver se, neste caso, haveria uma influência significativa na vida do componente.

TABELA 3.8 – Parâmetros utilizados para a seqüência dos tratamentos térmicos.

Têmpera			Subzero	Revenimento	
Temperatura [°C]	Tempo [min]	Teor de C [%]	Tempo [min]	Temperatura [°C]	Tempo [min]
860	60	1,0	10	180	60

Os corpos de prova foram submetidos à operação de subzero em uma cuba criogênica, contendo nitrogênio líquido, conforme mostrado na fig.3.10. Os corpos de prova, bem como as peças de processo, são imersos por um tempo suficiente para uniformizar a temperatura ao longo da maior seção da peça, com o objetivo de continuar o resfriamento e promover a maior transformação possível da austenita retida durante o processo de têmpera.

O revenimento foi executado em um forno específico para esta operação, mostrado na fig.3.11. O forno conta com o recurso de se operar com um vácuo na ordem de 10^2 Pa. Como para as temperaturas de revenimento a transferência de calor por convecção não seria eficiente, após a redução da pressão interna o forno é preenchido com gás nitrogênio gasoso de forma a alterar o regime de transmissão de calor, agora também por condução. Sendo que, com estes recursos, é possível se obter peças com um índice de oxidação menor, principalmente quando os revenimentos não exigem temperaturas superiores a 200°C .



FIGURA 3.10 – Cuba criogênica para operação de subzero por imersão em nitrogênio líquido.



FIGURA 3.11 – Forno de revenimento com possibilidade de se operar com vácuo e atmosfera de N_2 para proteção das peças contra oxidação.

3.2.4 – Exame do Tratamento Térmico

A camada efetiva de cementação foi examinada somente após a operação final de revenimento (conforme passo ‘7’ do fluxograma da seqüência de atividades e experimentos).

Foram controladas a camada e a dureza superficial medida conforme Vickers com carga de 1,0 kg. O processo do controle da camada seguiu o mesmo procedimento do corpo de prova mole, isto é, os CP foram seccionados, embutidos em resina termo-fixa e em seguida foram lixadas e polidas. Para a medição da camada efetiva de cementação, os corpos de prova não devem ser atacados.

A camada efetiva foi medida em um durômetro específico para medição de dureza Vickers, completamente automático (movimentação da mesa e indentação), com possibilidade de aplicação de cargas entre 0,05 e 3kg. Este durômetro, mostrado na fig.3.12, bem como os demais previstos para controlar camadas, tem acoplado à mesa dois micrômetros para movimentar o corpo de prova nos eixos x e z



FIGURA 3.12 – Durômetro Vickers para medição da dureza da camada efetiva de cementação com movimentação e indentação automática.

Estes movimentos, além do movimento na direção y (vertical), permitem a medição do

perfil da dureza ao longo da profundidade da camada efetiva de cementação com facilidade e com precisão entre as distâncias das diversas impressões.

3.2.5 – Medição da Tensão Residual

Após a execução dos tratamentos térmicos, a tensão residual foi quantificada em um difratômetro de Raios-X, com programador DMAX2000/PC (fig.3.13) de aplicação industrial, com hardware e software dedicados à medição do teor de austenita retida e tensão residual. Este equipamento é utilizado, normalmente, para o exame de rotina da tensão residual em peças de alta solicitação principalmente após o tratamento de granalhamento (shot peening) e do teor de austenita retida em peças após o tratamento térmico.



FIGURA 3.13 – Difratômetro de Raios-X, com Soft e Hardware dedicado à medição de austenita retida e tensão residual.

3.2.6 – Ensaio de Fadiga

O ensaio de fadiga de alto ciclo foi executado em uma máquina universal de ensaios “AMSLER HFP 1478 – High Frequency Vibraphore” sendo controlada de ± 5 MPa de carga dinâmica máxima (fig 3.14).



FIGURA 3.14 – Máquina de ensaio de fadiga – Amsler de alta frequência.

Este equipamento pode ser utilizado para os seguintes testes:

- 1 – Para a determinação da resistência à fadiga em tensão, compressão ou tensão e compressão. Os CP podem ser redondos, com roscas, arames lisos, barras chatas, componentes estruturais completos, juntas soldadas, rebitadas, etc.
- 2 – Para a determinação do módulo dinâmico de elasticidade.

Os principais dados operacionais estão abaixo descritos:

- Carga máxima estática $\pm 10\text{MPa}$
- Carga máxima dinâmica $\pm 5\text{ MPa}$
- Máx. amplitude de alongamento do CP $1,25\text{ mm}$
- Faixa de frequência de teste $50\text{-}300\text{ Hz}$
- Carga dinâmica mínima $\pm 20\text{ KPa}$

O equipamento de alta frequência opera como um sistema de duas massas oscilando na sua frequência natural. As massas ativas são a massa principal e a massa oposta. Esta última é a base da máquina que é apoiada em suportes flexíveis. A porção elástica é constituída pela haste e pela célula de carga. Este sistema pode ser observado no desenho esquemático apresentado na fig.3.15. A frequência natural deste sistema de oscilação é definida pela magnitude das massas e pela constante de mola das molas. A frequência natural é dada por:

$$\text{Frequência natural } F = (2\pi)^{-1} \cdot (c/m)^{1/2}$$

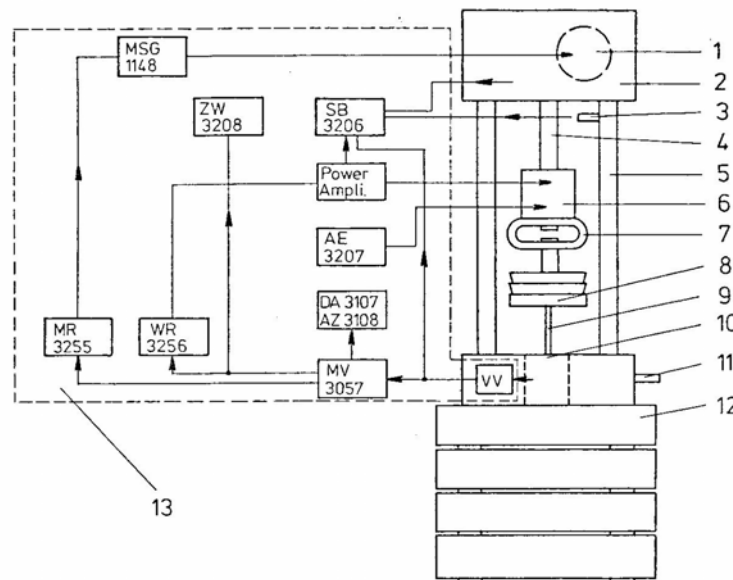


FIGURA 3.15 –Diagrama esquemático da máquina de ensaio a fadiga AMSLER HFP 1478.

Onde:

1 – Acionador de carga	13 – Painel de controle composto por:
2 – Fixação superior	PRE – Pré-amplif. p/ extensômetro
3 – Limite magnético	MV3057 – Amplificador e seleção de faixa de trabalho
4 – Eixo	DA3107 – Mostrador Digital
5 – Colunas	AZ3108 – Mostrador analógico
6 – Atuador magnético	WR3256 – Controlador de carga
7- Mola de pré-carga	MR3255 – Control. principal PLD
8 – Massa principal	AE3207 – Unid. de balanceamento c/ medição de potência
9 – Corpo de prova	SB3206 - Módulo ruptura do CP
10 – Célula carga eletrônica	ZW3208 – Contador ciclo de carga
11 – Ajuste de Passos	
12 - Massa oposta	

Um atuador eletromagnético assegura que a máquina será sempre excitada na sua frequência natural e as perdas por amortecimento serão repostas, de forma que a amplitude de carga permanece constante.

3.2.7 – Exames após o Ensaio de Fadiga

Após o ensaio de fadiga, um CP de cada espessura de camada, fraturados no teste, foi avaliado no microscópio eletrônico de varredura (fig.3.16) para a definição do modo de falha.

Da mesma forma, será medida a dureza superficial pelo método Rockwell C em todos os corpos. Esta avaliação não foi feita imediatamente após o tratamento térmico para se evitar um possível alívio de tensão provocado pela indentação. O exame da dureza foi executado em um durômetro com indicador digital, porém, com cargas aplicadas de forma convencional, por meio de pesos e alavancas.

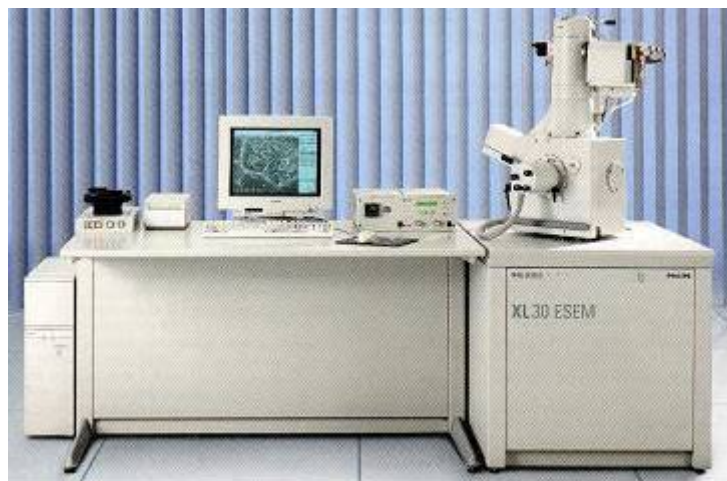


FIGURA 3.16—Microscópio eletrônico de varredura com microsonda acoplada.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – RESULTADOS E DISCUSSÕES DOS ENSAIOS PRELIMINARES

A tensão residual, austenita retida e dureza das três séries de amostras foram examinadas após a têmpera e após o revenimento. A medição da profundidade da camada cementada e a avaliação da estrutura somente foram feitas após a operação de revenimento por tratar-se de exames destrutivos. O resultado destes exames está mostrado na tabela 4.1.

TABELA 4.1 -Resultados dos exames x espessura dos corpos de prova

	Unidade	Identificação do Corpo de Prova											
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Espessura do CP	mm	10	9	8	7	6	5	4	3	2	1,5	1	0,5
Dureza	HRC	62,8	63,0	62,5	63,1	62,9	61,0	62,8	63,0	63,0	62,9	62,5	63,4
Camada cementada	mm	1,8	1,7	1,9	1,9	1,7	1,9	cc*	cc*	cc*	cc*	cc*	cc*
Austenita retida	%	< 10											
cc* - camada cruzada													

Para o exame da camada cementada, considerou-se que o valor limite da dureza é 550 HV1. A camada final obtida é de cerca de 2 mm, confirmando o processo definido pelos parâmetros apresentados na tabela 3.2 .

Deve-se observar que os corpos de prova mais finos não apresentam o núcleo original, isto é, a camada cementada está cruzada. De maneira inversa, os corpos de prova mais espessos apresentam o núcleo original. A fig. 4.1 apresenta a seção transversal deste corpo de prova ilustrando o efeito do cruzamento da camada.

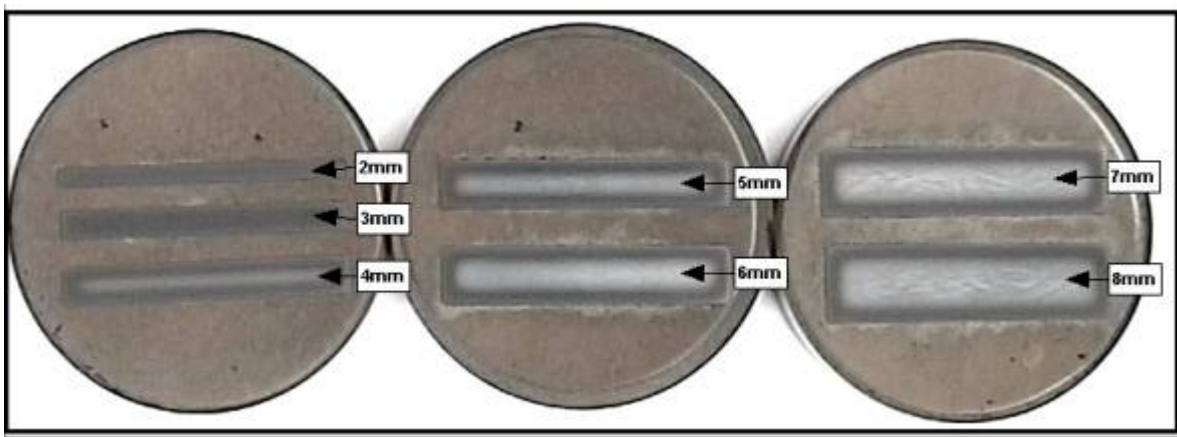


FIGURA 4.1 – Seção transversal dos corpos de prova com diferentes espessuras após a cementação. Aumento de 25 x, ataque de nital a 3% (HNO₃ diluído em álcool).

A medição da austenita retida no difratômetro de Raios-X apontou um teor médio de 25% nos corpos de prova após a têmpera, evoluindo para teores < 10% após a operação de subzero e revenimento. A fig. 4.2 apresenta a camada cementada do corpo de prova nº 3, com espessura de 8 mm, mostrando sua estrutura metalográfica e a fig. 4.3 mostra a camada do corpo de prova nº9, com espessura de 2 mm.

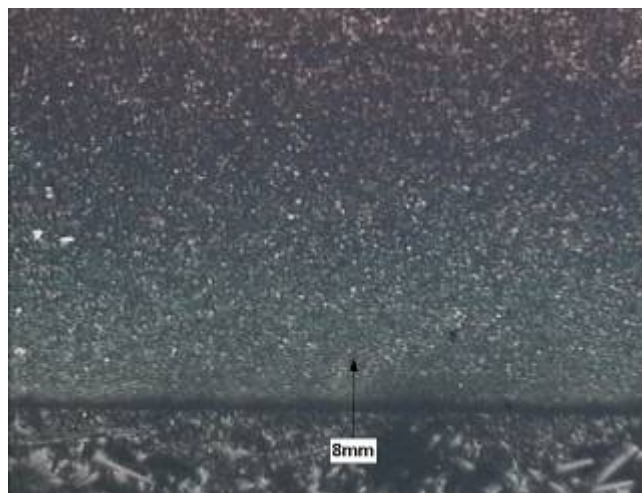


FIGURA 4.2 - Micrografia da camada cementada do corpo de prova nº3, espessura de 8 mm, com ampliação de 200 x, ataque de nital a 3% -martensita e poucos carbonetos.

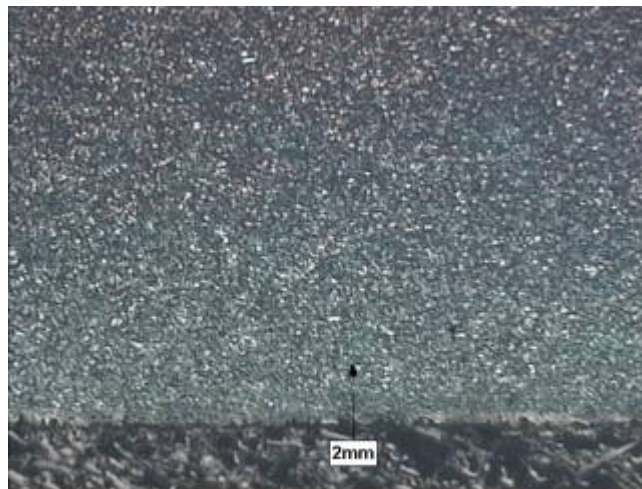


FIGURA 4.3 - Micrografia da camada cementada do corpo de prova nº 9, espessura de 2 mm, com ampliação de 200 x, ataque de nital a 3% - martensita e carbonetos.

Os resultados da tensão residual das três séries de amostras estão mostrados na tabela 4.2. Os valores apontados representam a média da leitura dos três corpos de prova de cada série, tomadas antes e após o subzero e revenimento.

TABELA 4.2 - Valores da tensão residual x espessura do corpo de prova

		Identificação do Corpo de Prova											
	Unid.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Espessura do CP	mm	10	9	8	7	6	5	4	3	2	1,5	1	0,5
Tensão residual após têmpera	MPa	-220	-200	-190	-160	150	120	300	310	420	280	230	240
Tensão residual após revenir	Mpa	-230	-210	-190	-210	-150	-130	230	320	370	200	260	220

Os valores da tabela 4.2 acima podem ser representados na forma gráfica conforme Fig.4.4.

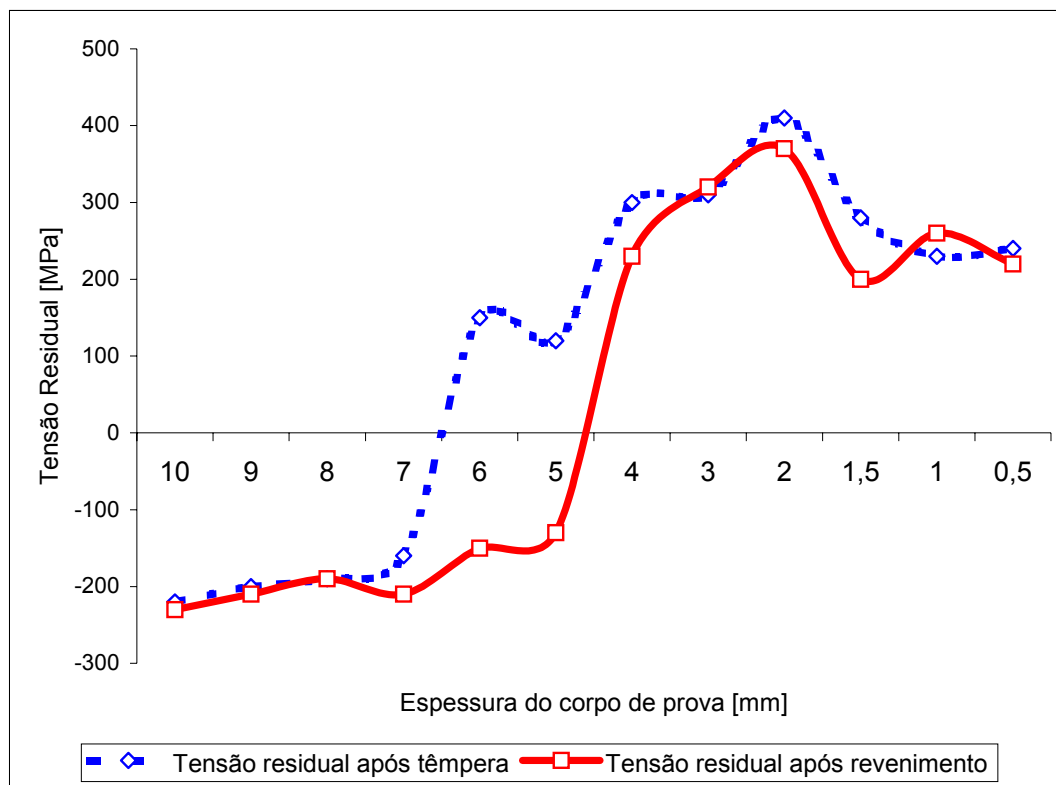


FIGURA 4.4 – Valores da tensão residual em corpos de prova com diferentes espessuras cementados em um mesmo processo de tratamento térmico, para camada efetiva de cementação de 2mm. Os corpos de prova mais espessos apresentam núcleo original e os de menor espessura, camada cruzada.

4.1.1 – Principais Observações do Trabalho Preliminar

Este ensaio preliminar apresenta os resultados da medição das tensões residuais em corpos de prova de aço SAE 8620, com dimensões de 100 X 40 mm e espessuras variando entre 0,5 a 10 mm. As condições da cementação foram mantidas constantes, para produzir camadas na ordem de 1,8 mm de profundidade efetiva. Fica claro, neste caso, que para os corpos de prova com

espessura aproximadamente igual ao dobro da camada cementada irão apresentar “camada cruzada”. As tensões residuais foram medidas após cada etapa do tratamento térmico indicando acentuada variação, passando de -200 MPa nos corpos de prova com maior espessura para +300 MPa quando ocorre o cruzamento da camada. Esta inversão dos valores da tensão residual pode ser explicada baseando-se nos modelos de desenvolvimento de tensão residual apresentados no Cap. 2.4.2. Assim, enquanto os corpos de prova mantêm o núcleo original, devido a variação do teor de carbono imposta pela cementação, durante o resfriamento brusco o núcleo se transforma antes que a superfície, desenvolvendo tensão residual de compressão. Por outro lado, quando a camada efetiva de cementação for maior que a metade da espessura do corpo de prova, não haverá diferença de composição química entre o núcleo e a superfície, ocorrendo primeiro a transformação deste, desenvolvendo tensões residuais de tração.

Peças cementadas de parede fina podem apresentar redução significativa na vida em fadiga quando a especificação da profundidade da camada ou as condições de tratamento térmico conduzem ao que se conhece na prática como “cruzamento das camadas”. Esta redução é normalmente atribuída à influência das tensões residuais (TRs) na superfície da peça. Como mostrado na fig.2.26 e 2.27, a transformação da camada cementada, durante a têmpera, garante tensões compressivas na superfície, com o conseqüente efeito benéfico na resistência à fadiga.

Portanto, para as condições de materiais e tratamento térmico descritas acima, pode-se concluir;

- a) Após a têmpera em óleo, as TRs na superfície das amostras são compressivas para espessuras de núcleo aproximadamente igual ao dobro da profundidade efetiva de cementação.
- b) Para espessuras de núcleo entre uma e duas vezes a profundidade efetiva de cementação, as TRs passam de trativas para compressivas após o revenido a 180°C.
- c) Para camadas cruzadas, isto é, núcleo com dureza igual ou superior a 550 HV1, as TRs são trativas após a têmpera e não sofrem inversão.

4.2 – RESULTADOS E DISCUSSÕES DOS ENSAIOS FINAIS

4.2.1 – Corpos de prova e metodologia

As definições para a metodologia de ensaio bem como da geometria dos corpos de prova, os tratamentos térmicos e ensaios aplicados foram desenvolvidos a partir dos ensaios preliminares, com profundidade de camada cementada fixa e várias espessuras de corpo de prova, para a determinação das tensões residuais em aço SAE 8620 cementado, temperado e revenido em condições limítrofes de camada efetiva de cementação. Neste trabalho inicial foram tomados corpos de prova com várias espessuras e submetidos ao mesmo processo de tratamento térmico, isto é, as condições de processamento foram mantidas constantes para todos os corpos de prova. Esta configuração de trabalho, apesar de ser mais precisa quanto à comparação das tensões residuais, não poderia ser adotada na seqüência do trabalho por não permitir, não só a comparação dos resultados dos ensaios de fadiga, mas sequer a execução do ensaio de fadiga em alguns destes corpos de prova no equipamento disponível.

O trabalho citado aponta inicialmente a relação entre a condição limítrofe da camada cementada e a tensão residual medida após as operações de tratamento térmico. A tensão residual nos corpos de prova com tendência a cruzar a camada e com camada cruzada, como pode ser observado no resultado da tensão residual medida nos corpos de prova com espessuras menores que 6 mm, tende a ser de tração e de maneira inversa, os corpos de prova que ainda apresentam núcleo original, apresentam tensão residual de compressão (tabela 4.2 e fig. 4.4). As micrografias das camadas cementadas dos corpos de prova com 8 mm e 2 mm de espessura, e apresentam martensita revenida, carbonetos finos e dispersos e teor de austenita retida não maior que 10% para a operação de tratamento térmico completamente finalizada. Desta forma, é lícito afirmar que a tensão residual medida nestes corpos de prova é devida à camada efetiva de cementação, sofrendo influências mínimas das possíveis incorreções do processo de tratamento térmico.

As tensões residuais dos corpos de prova que apresentam núcleo original após o tratamento térmico são menores, em módulo, do que aquelas dos corpos de prova com camada cruzada, mostrando que o erro na especificação ou execução do tratamento térmico induzirá tensões

residuais de tração nas camadas superficiais da peça.

A partir deste trabalho definiu-se a geometria dos corpos de prova, de forma a ser possível atender a necessidade de obter-se desde camadas com 0,1 mm de espessura até camadas cruzadas a partir de ciclos comerciais de tratamento térmico. Os corpos de prova foram obtidos por frezamento a partir de barras redondas de aço SAE 8620 trefilado a frio e foram caracterizados com relação à análise química, estrutura metalográfica e grau de pureza. A avaliação do grau de pureza teve com objetivo a caracterização do volume, distribuição e forma das inclusões de sulfetos e óxidos para assegurar que estas inclusões não interferissem nos resultados dos ensaios de fadiga. Os corpos de prova foram executados com espessuras iguais e a variação da camada foi assegurada com a aplicação de tratamentos térmicos com os mesmos parâmetros, tais como temperatura, potencial de carbono e massa da carga, porém, com tempos na temperatura diferentes em cada operação de cementação, como mostrado na tabela 3.7.

4.2.2 – Tratamentos Térmicos, Ensaios de Dureza e Profundidade de Camada

Objetivando produzir a necessária camada cementada nos corpos de prova, foram realizados tratamentos térmicos com diferentes tempos de patamar, conforme mostrado na tabela 3.7. Os demais parâmetros foram mantidos fixos, conforme mostrado na tabela 3.8, para que tivessem a menor interferência possível no resultado final, tanto da espessura de camada quanto da tensão residual final obtida após estes tratamentos. As demais operações de tratamento térmico foram realizadas simultaneamente em todos os corpos de prova, porém, estes foram retirados após cada uma destas etapas para avaliar a tensão residual e a resistência à fadiga referente a cada processo de tratamento térmico. Este procedimento permite a avaliação da influência da interrupção do tratamento térmico na vida em fadiga dos aços cementados. A operação de subzero visa a reduzir a austenita retida após a operação de têmpera de modo que a reduzir a influência deste constituinte sobre a tensão residual, como discutido no capítulo 2.5.2.1, a níveis desprezíveis. A operação de revenimento encerra as operações de tratamento térmico, aliviando as tensões e equiparando os corpos de prova à condição de peças utilizadas na prática.

De cada conjunto de corpos de prova foi retirado uma amostra para a caracterização da dureza superficial, profundidade da camada efetiva de cementação e características da microestrutura tais como carbonetos e austenita retida. Nesta etapa foi medida, também, as tensões residuais referentes às diversas etapas do tratamento térmico por meio da técnica de difração de raios-x, como mostrado na Revisão Bibliográfica, Cap. 2.5.

Os resultados apresentados na Tabela 4.3 são coerentes com os valores de dureza esperados após cada uma das etapas do tratamento térmico, conforme pode ser constatado na fig. 2.2 - diagrama de resfriamento contínuo para o aço SAE 8620 cementado. A dureza Rockwell C não foi medida nos corpos de prova com espessura de camada menor que 0,8mm, pois as indentações Rockwell, na escala C, só podem ser feita em CP com espessura maior que 0,8mm de acordo com a norma DIN 59 190 e 0,65mm de acordo com a norma ASTM E18. Esta espessura mínima do CP normalmente é extrapolada para camadas cementadas e nitretadas. Cada valor lançado na tabela 4.3 representa a média de três indentações no corpo de prova.

TABELA 4.3 – Dureza superficial dos corpos de prova nas diferentes etapas do processo

Tratamento Térmico	Dureza	0,1	0,4	0,8	1,2	1,5	2,0
Têmpera	HRC			64,8	65,3	64,5	65,2
Sub zero				65,9	66,1	66,1	67,4
Revenimento				59,0	60,8	62,8	63,9
Têmpera	HV3						
Sub zero							
Revenimento		790	758	783	780	773	790

As camadas cementadas foram caracterizadas após as operações de tratamento térmico. Para a determinação do limite de dureza HG, definido na norma DIN 50 190, e mostrado na fig.2.3, utilizou-se o valor de 550HV. Este valor determina a profundidade da camada efetiva de cementação, com um teor de carbono entre 0,45 e 0,35% nesta profundidade. A caracterização pela profundidade da camada efetiva foi escolhida, principalmente, por se tratar de um método objetivo

de medição, definido por diferentes sociedades de normalização e, amplamente utilizado na prática. As camadas efetivas de cementação mostradas na fig. 4.5 estão dentro do campo de variação esperado para este processo de tratamento térmico, apresentando pequenos desvios quando comparados com as camadas inicialmente planejadas.

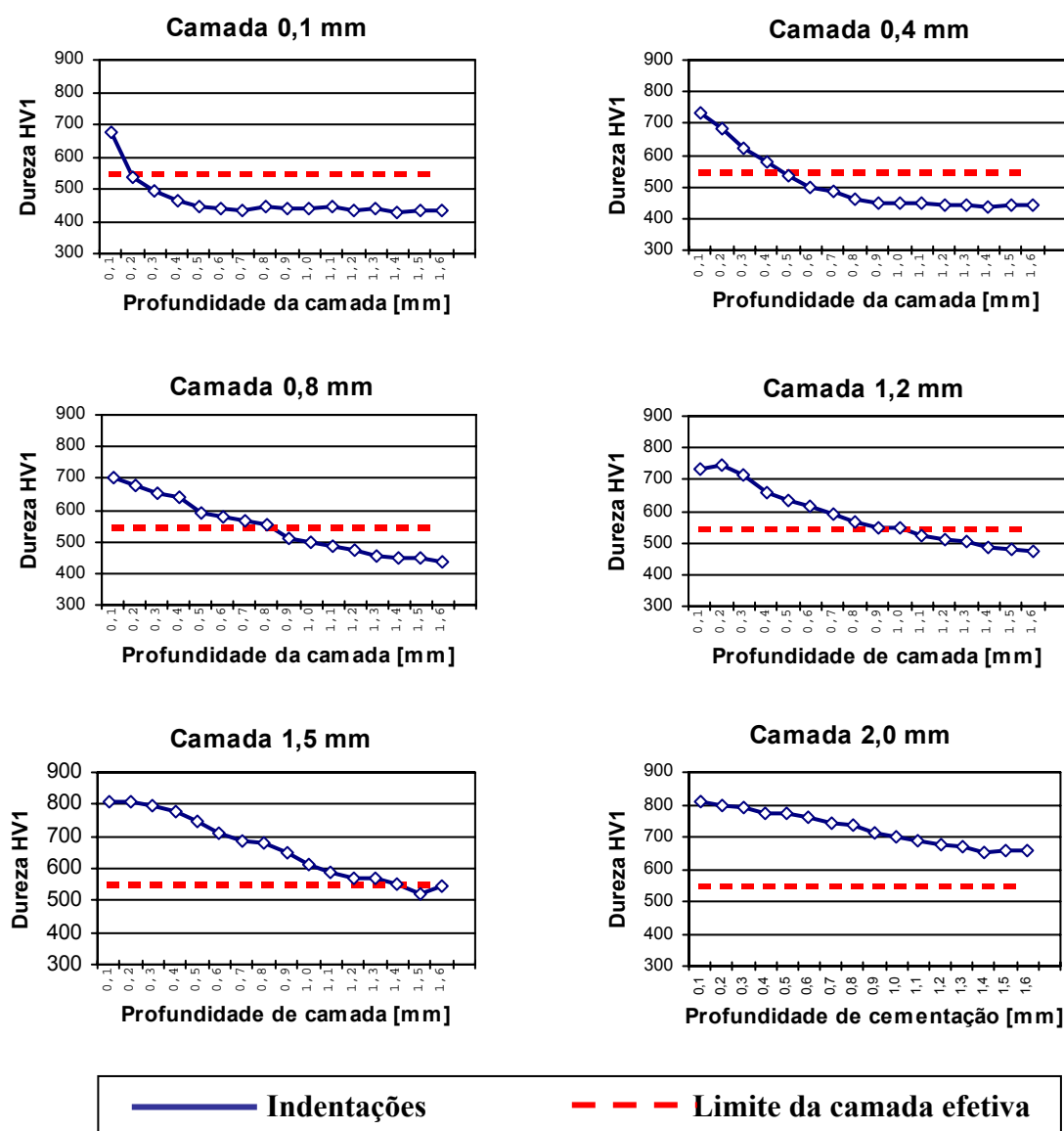


FIGURA 4.5 – Comparação do gradiente de dureza obtido na camada cementada dos corpos de prova, com processo completo de tratamento térmico. Nota-se que nos CP com camada de 1,5 e 2,0 mm apresentam camada cruzada.

Esta variação é perfeitamente aceitável devido os tratamentos térmicos dos corpos de prova terem sido executados em fornos de escala industrial e não em forno com escala laboratorial.

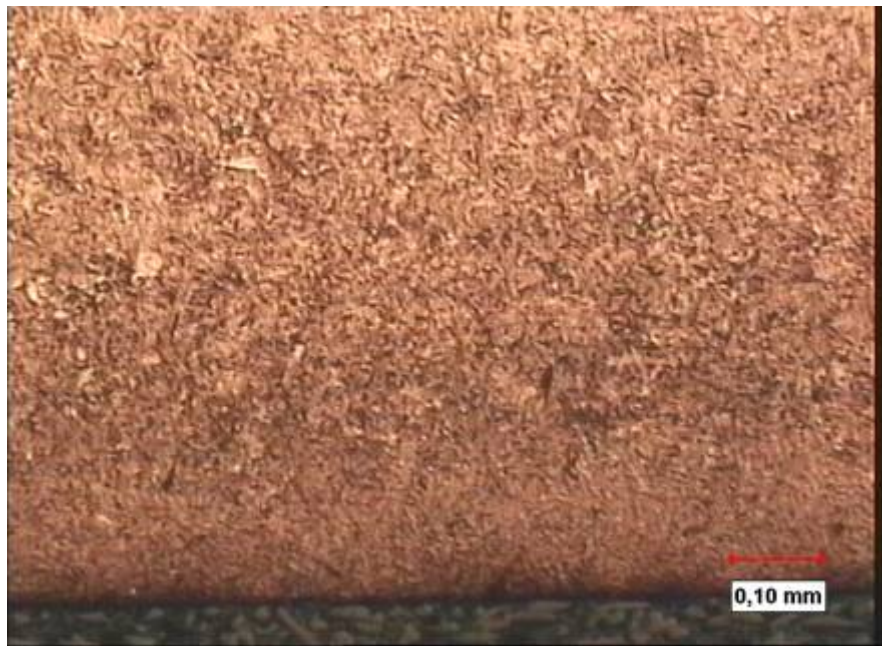
A fig.4.5 mostra os perfis das camadas cementadas para corpos de prova que sofreram o processo completo de tratamento térmico. Esta caracterização foi executada através da medição de dureza Vickers com carga de 1N. Os valores encontrados foram coerentes com os tratamentos térmicos especificados e, como se esperava, para os tratamentos especificados para camadas de 1,5 e 2,0 mm os corpos de prova não mais o apresentavam núcleo original. Este fato é conhecido como “camada cruzada”.

4.2.3 – Ensaios de Metalografia

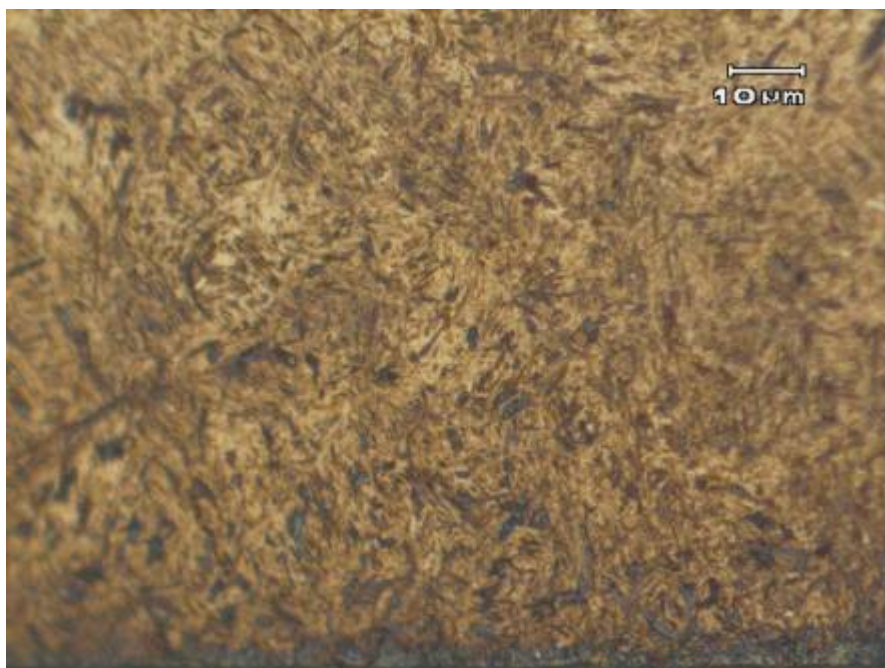
A estrutura metalográfica foi caracterizada nos mesmos corpos de prova utilizados para a caracterização da profundidade de camada. O exame destas estruturas mostra que os tratamentos térmicos, nos diferentes CP para as diferentes camadas, foram especificados e aplicados de forma a se evitar excesso de carbonetos ou austenita retida. Será apresentado, a título de comparação e visualização das estruturas, a metalografia de corpos de prova após a têmpera e após o subzero.

4.2.3.1 – Metalografia após o Processo Completo

As figuras 4.6 até 4.11 representam a estrutura da periferia (a) e detalhe (b), com maior ampliação para melhor visualização da estrutura cementada, dos corpos de prova tratados para as camadas especificadas. A análise metalográfica da estrutura camada cementada apresenta poucos carbonetos dispersos e um índice de austenita retida menor que 10% (teor limite para identificação visual). A análise da estrutura do núcleo, figura 4.12 (a) do CP com camada de 0,1mm, apresenta perlita, visível na ampliação apresentada, e provavelmente, alguma bainita, devido a grande velocidade de resfriamento proporcionada pelo óleo de têmpera. A fig 4.12 (b) representa o CP com camada de 2mm apresenta o núcleo completamente transformado, como esperado..



(a)

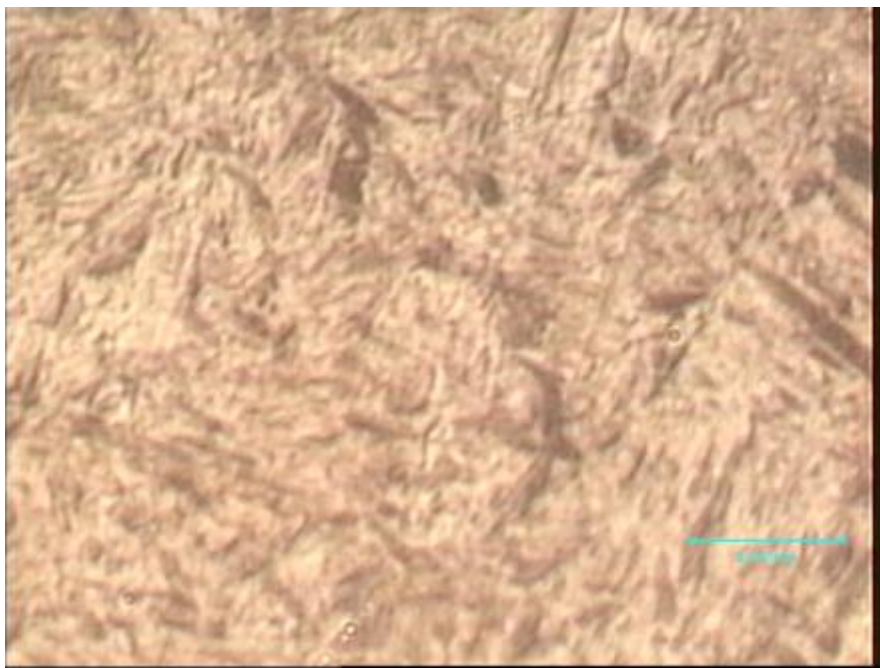


(b)

FIGURA 4.6– CP com profundidade de camada de 0,1mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação: 100 e 500 X respectivamente. Ataque: Nital a 3 %.



(a)

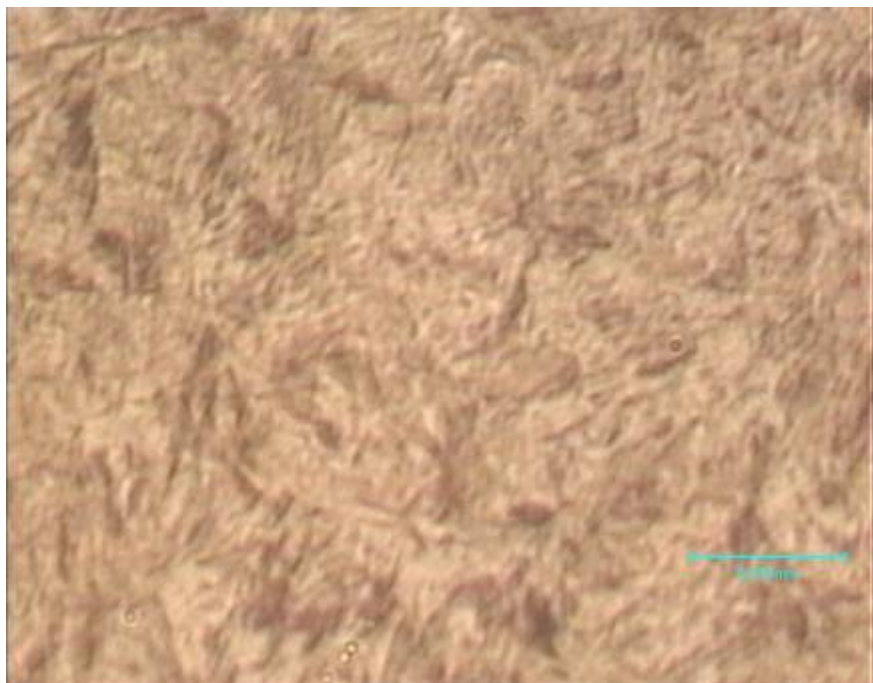


(b)

FIGURA 4.7 – CP com profundidade de camada de 0,4mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação: 100 e 500 X respectivamente. Ataque: Nital a 3 %.



(a)

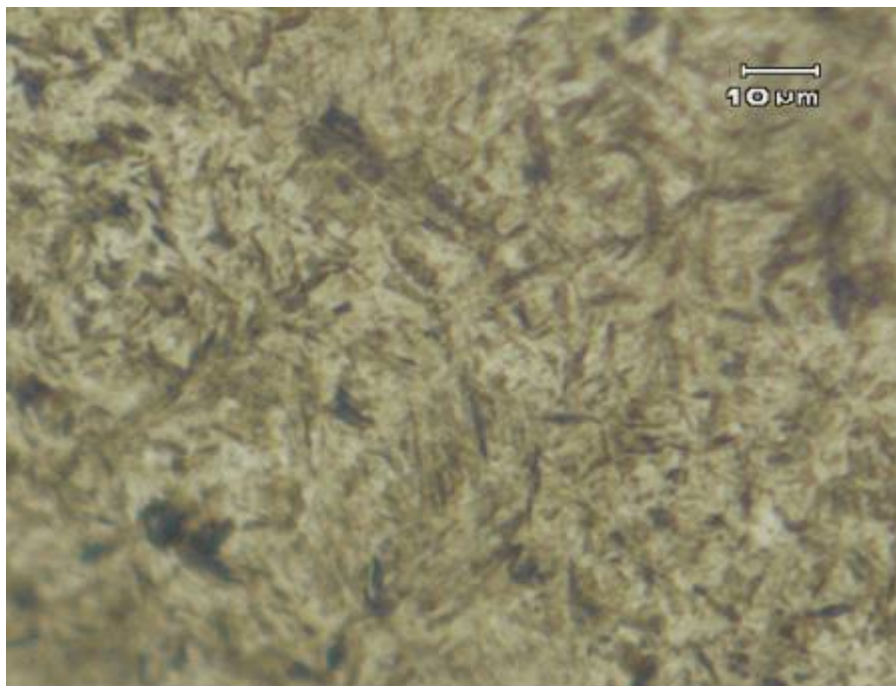


(b)

FIGURA 4.8 - CP com profundidade de camada de 0,8mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação:100 e 500 X respectivamente. Ataque: Nital a 3 %.

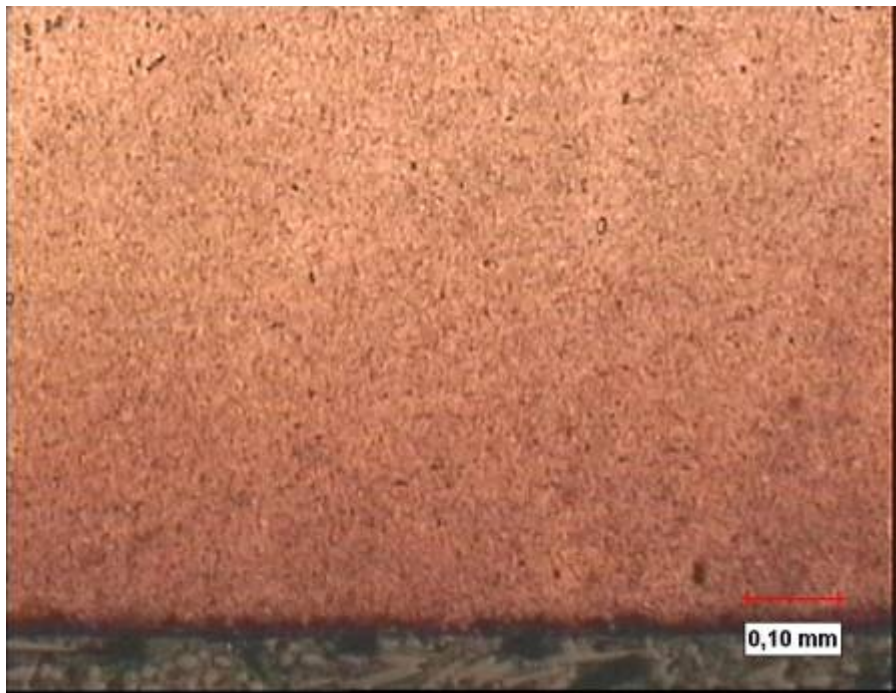


(a)



(b)

FIGURA 4.9 - CP com profundidade de camada de 1,2mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação (b). Ampliação:100 e 500 X. Ataque: Nital a 3 %.



(a)



(b)

FIGURA 4.10 - CP com profundidade de camada de 1,5mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação(b). Ampliação:100 e 500 X.. Ataque: Nital a 3 %.



(a)

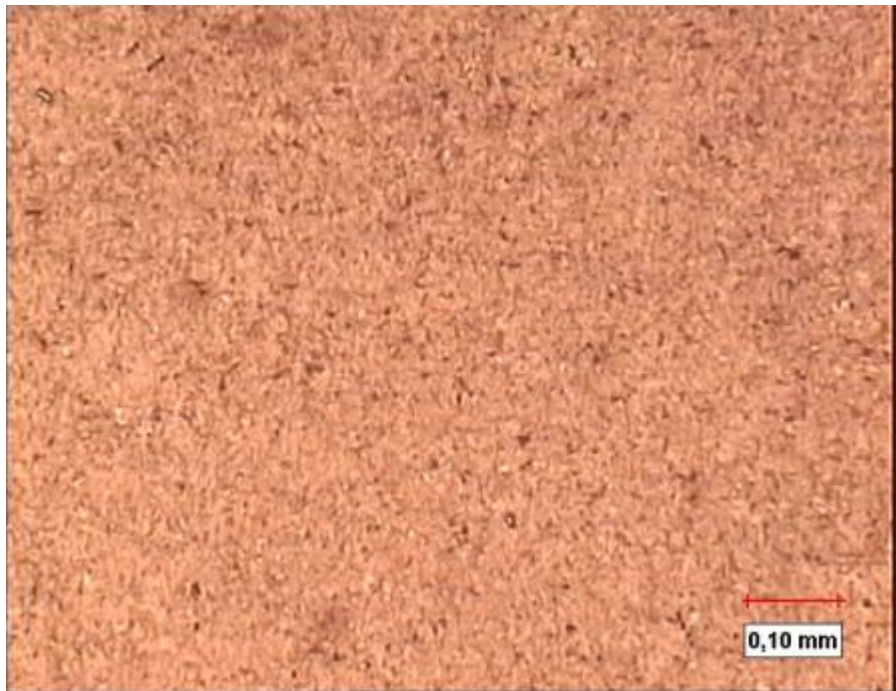


(b)

FIGURA 4.11 - CP com profundidade de camada de 2,0mm – Microestrutura da camada cementada (a) e detalhe com maior ampliação(b). Ampliação:100 e 500 X. Ataque: Nital a 3 %.



(a)



(b)

FIGURA 4.12 – (a) Detalhe da microestrutura do núcleo do CP com camada de 0,1mm – (b) Detalhe de microestrutura do núcleo do CP com camada cementada de 2,0mm. Ataque: Nital a 3 %.

A morfologia da estrutura metalográfica da camada cementada dos corpos de prova revenidos é praticamente a mesma, não importando a profundidade desta camada. As agulhas de martensita são menores que 20 μm , medidas diretamente no microscópio óptico durante a avaliação metalográfica. Não se observa a presença de austenita retida e os carbonetos são finos e dispersos, com a quantidade aumentando gradativamente com o aumento da espessura de camada. Esta pequena quantidade de carbonetos, especialmente nas camadas mais espessa, não influenciará o ensaio de fadiga como poderia ocorrer se houvesse uma quantidade excessiva de carbonetos, dispersos ou em rede, que reduziria a tenacidade do material, reduzindo a vida em fadiga. As estruturas metalográficas dos corpos de prova retirados antes do revenimento final, também não apresentam grandes volumes de austenita retida, resultado de uma cementação e têmpera cuidadosamente executada.

4.2.3.2 – Metalografia dos Processos Intermediários

Neste item serão apresentadas as microestruturas referentes ao corpo de prova retirados do processo antes da execução completa de todo o processo de tratamento térmico, isto é, corpos de prova retirados após a operação de têmpera e após a operação de subzero. Serão apresentadas as estruturas referentes aos CP tratados em ambas as condições limítrofes de camada. A morfologia da estrutura metalográfica dos demais CP situa-se entre estes limites, com progressivo aumento da austenita retida e da quantidade de carbonetos. Estas estruturas estão mostradas nas fig.4.13 e 4.14, mostrando somente as estruturas da periferia.

Nota-se na fig.4.13 (a), que apesar do CP ter sofrido apenas a operação de têmpera, praticamente não se observa, microscopicamente, a presença de austenita retida e carbonetos. Este fato está associado a cementação e têmpera executada com controles adequados de processo, garantindo a obtenção de estruturas com menor número de anomalias possíveis. A ausência destes carbonetos pode explicar o valor da tensão residual de compressão menor que o esperado, encontrados para este valor de camada.



(a)



(b)

FIGURA 4.13 – CP com camada 0,1mm - (a) Após a operação de têmpera — (b) Após as operações de têmpera e subzero - Ataque: Nital 3,0 %, aumento 100 X.

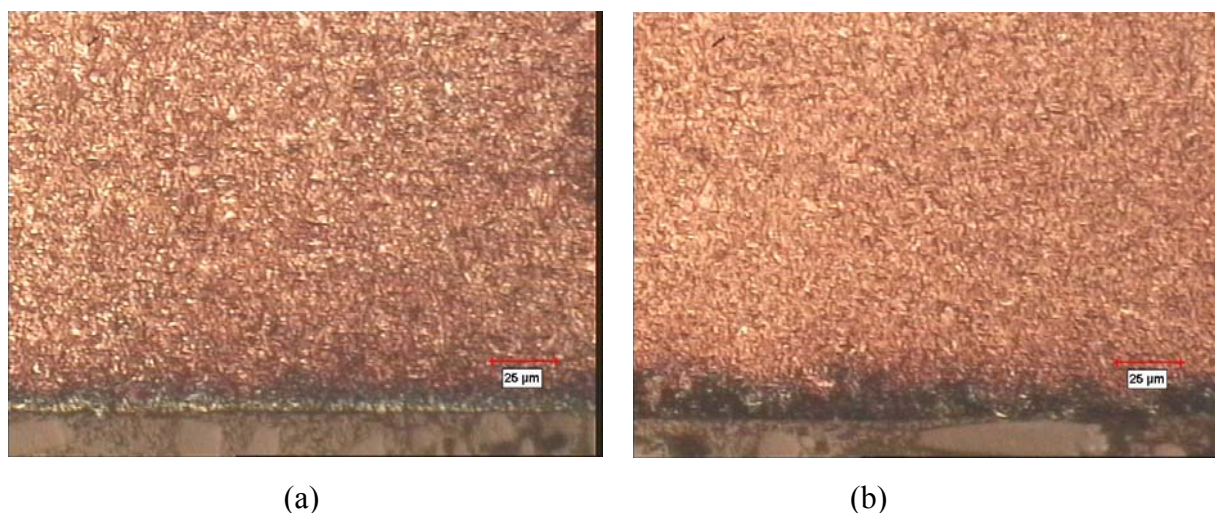


FIGURA 4.14 – CP com camada 2,0mm - (a) Após a operação de têmpera— (b) Após as operações de têmpera e subzero - Ataque: Nital 3,0 %, aumento 100 X

A estrutura da fig.4.14(a) apresenta uma quantidade de austenita retida avaliada em aproximadamente 20% . Na estrutura da fig.4.14(b), nota-se a eliminação da austenita retida visível metalograficamente e o aparecimento de carbonetos esféricos espalhados na matriz. Estes fenômenos são devidos ao maior tempo de cementação, provocando uma maior saturação de carbono na superfície da amostra, necessária para que ocorra a difusão para as camadas interiores mais profundas.

4.2.4 – Ensaios de Tensão Residual

A medição da tensão residual foi feita após cada uma das etapas do tratamento térmico, no difratômetro de Raios-X, utilizando-se o método do $\sin^2\psi$. A fig. 4.15 mostra a curva gerada na medição das TR.

As tabelas 4.4, 4.5 e 4.6 mostram os valores das tensões residuais medidas após as operações de tratamento térmico. Foram medidos três CP após cada estágio do processo e, cada corpo de prova foi medido por duas vezes consecutivas.

O sinal negativo no resultado indica tensão residual de compressão e, de maneira inversa, o sinal positivo indica tensão residual de tração na superfície do corpo de prova. Observa-se a inversão do sinal da tensão residual à medida que a camada cementada aumenta, tornando-se

[illegible]

Humberto Ogata

TABELA 4.4 - Medição da TR após a operação de têmpera.

Processo	Camada [mm]	Peça	TR [MPa]		
			Teste 1	Teste 2	Média
Têmpera	0.10	1	-180	-224	-227.17
		2	-375	-189	
		3	-241	-154	
	0.40	1	-414	-476	-394.50
		2	-376	-319	
		3	-398	-384	
	0.80	1	-378	-316	-411.00
		2	-299	-392	
		3	-435	-646	
	1.20	1	-606	-816	-253.33
		2	-244	-191	
		3	179	158	
	1.50	1	-99	-126	159.20
		2	259	224	
		3	250	288	
	2.00	1	789	531	774.00
		2	880	965	
		3	771	708	

TABELA 4.5 - Medição da TR após a operação de sub-zero.

Processo	Camada [mm]	Peça	TR [MPa]		
			Teste 1	Teste 2	Média
Têmpera + Sub-Zero	0.10	1	-726	-688	-570.67
		2	-415	-567	
		3	-371	-657	
	0.40	1	-223	-229	-367.17
		2	-312	-376	
		3	-541	-522	
	0.80	1	-437	-455	-323.00
		2	-290	-299	
		3	-213	-244	
	1.20	1	-466	-452	-423.50
		2	-374	-535	
		3	-464	-250	
	1.50	1	-259	-224	-4.40
		2	-117	-25	
		3	320	283	
	2.00	1	652	578	629.00
		2	787	621	
		3	532	604	

TABELA 4.6 - Medição da TR após a operação completa de tratamento térmico.

Processo	Camada [mm]	Peça	TR [Mpa]		
			Teste 1	Teste 2	Média
Têmpera + Sub-Zero + Revenido	0,10	1	-130	-193	-304,67
		2	-351	-335	
		3	-442	-377	
	0,40	1	-528	-551	-508,00
		2	-377	-465	
		3	-557	-570	
	0,80	1	-391	-411	-331,00
		2	-139	-147	
		3	-416	-482	
	1,20	1	111	60	-191,33
		2	-136	-195	
		3	-480	-508	
	1,50	1	128	17	-88,60
		2	-114	-98	
		3	-180	-196	
	2,00	1	418	412	438,83
		2	552	504	
		3	335	412	

A fig. 4.16 resume os valores das tensões residuais médias em função da profundidade de camada para os diferentes tratamentos

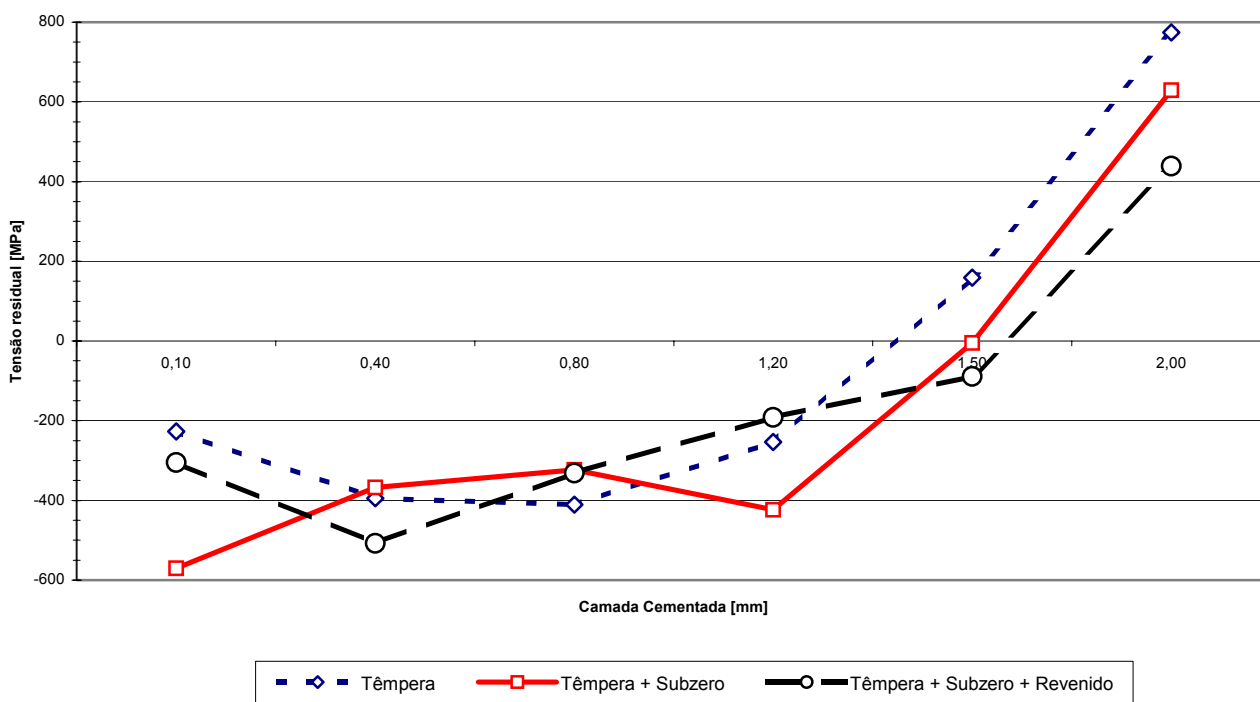


FIGURA 4.16 – Valores da tensão residual média dos CP nas diferentes etapas do processo de tratamento térmico.

A fig. 4.16 indica a existência de estado plano de tensão, isto é, a distribuição de tensões descritas pelas tensões principais σ_1 e σ_2 existentes no plano da superfície, sendo que nenhuma tensão é assumida no plano perpendicular a superfície, $\sigma_3=0$. A tensão residual na superfície do corpo de prova se deve aos efeitos do tratamento térmico anteriormente aplicado, conforme demonstrado na revisão bibliográfica, cap. 2.5. Como referido acima, foi utilizada a técnica do $\sin 2\psi$. A utilização desta técnica deveu-se basicamente à origem japonesa do equipamento utilizado para a medição, que juntamente com a Alemanha adotam esta técnica como procedimento padrão para medição das tensões residuais em aços.

O valor das tensões residuais provocadas pelas diferentes etapas do tratamento térmico, mostradas nas tabelas 4.4 – 4.6 e na fig. 4.16, apresentam variações de -600 MPa para os corpos de prova com espessura de camada de $0,1$ mm até $+800$ MPa para aqueles com camada cruzada, cementados para 2 mm de camada. Como não havia interesse na distribuição das tensões residuais ao longo da profundidade da camada cementada, mas somente na tensão residual subsuperficial de cerca de $0,005$ mm definido pela penetração do feixe de Raios-X, considerou-se desnecessário a remoção de camadas superficiais e suas conseqüentes correções para o procedimento da medição das tensões residuais. A comparação dos valores das tensões residuais apresentados na fig. 4.4 do trabalho preliminar para determinação da tensão residual em aço SAE 8620 cementado e temperado com os da fig. 4.16 referentes aos valores das tensões residuais nas diferentes etapas do processo de tratamento térmico, indica que a tensão residual variou de maneira similar, não importando se a variação é devido ao aumento da camada cementada ou a devido à redução da espessura do corpo de prova. Esta constatação permite afirmar que a presença ou não do núcleo original do corpo de prova ou peça esta diretamente relacionado com a variação da tensão residual e, se o tratamento térmico for corretamente executado, as tensões residuais para camadas não cruzadas são compressivas e relativamente estáveis. Estas tensões deixam de ser estáveis e iniciam uma redução, em módulo, à medida que a camada efetiva de cementação tende a se encontrar no núcleo para tornarem-se completamente trativas a partir do instante em que a camada esteja completamente cruzada.

A inversão dos valores da tensão residual observada na figura 4.4 para os corpos de prova com espessuras de 5 e 6 mm, pode ser atribuída ao método para a obtenção dos corpos de prova, que tem espessura variável e a profundidade de camada, fixa, obtida por um único tratamento térmico, enquanto que os corpos de prova dos ensaios finais tem espessura fixa e profundidade variável, obtida por tratamentos térmicos em diferentes lotes. Da mesma maneira, ao se comparar os resultados de dureza e tensão residual entre as fases preliminares e final, para o corpo de prova de 3 mm de espessura e 2 mm de camada, as durezas são semelhantes, porém a tensão residual é quase o dobro do primeiro ensaio. Este fato pode ser atribuído ao tamanho diferente dos corpos de prova, bem como ao maior volume cementado no corpo de prova da experiência final.

4.2.5 – Ensaios de Fadiga

Estão apresentados abaixo, os resultados referentes aos ensaios de fadiga para os corpos de prova com as diferentes camadas cementadas e para as diferentes etapas do tratamento térmico.

Todos os ensaios foram realizados com pré-carga de 1 KN., significando que os testes foram executados no campo de esforços pulsantes de compressão, a tensão máxima e a tensão mínima são negativas. De maneira similar, a amplitude de 0,5 mm foi a mesma para os ensaios com todos os corpos de prova. Cada gráfico de ensaio de fadiga é acompanhado por sua respectiva tabela com os dados referentes a aquele ensaio. Conjunto de dados, gráfico e tabela, são mostrados nas fig. 4.17 a 4.33.

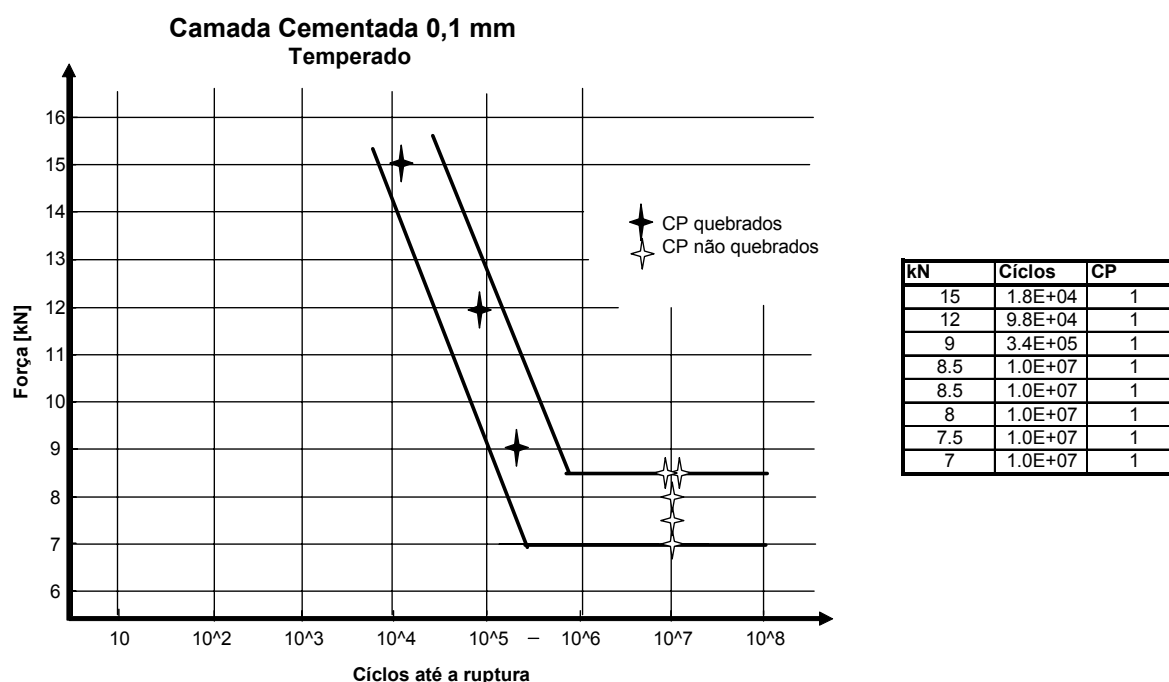


FIGURA 4.17 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm, no estado temperado.

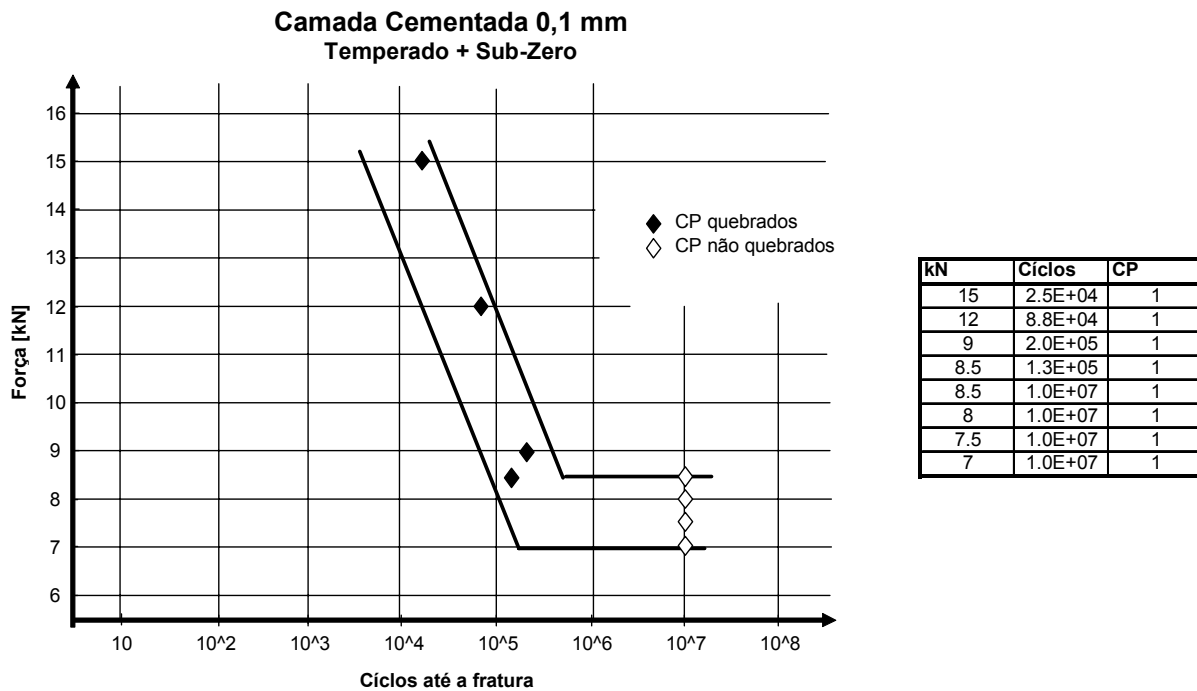


FIGURA 4.18 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm, no estado temperado e com a operação de sub zero.

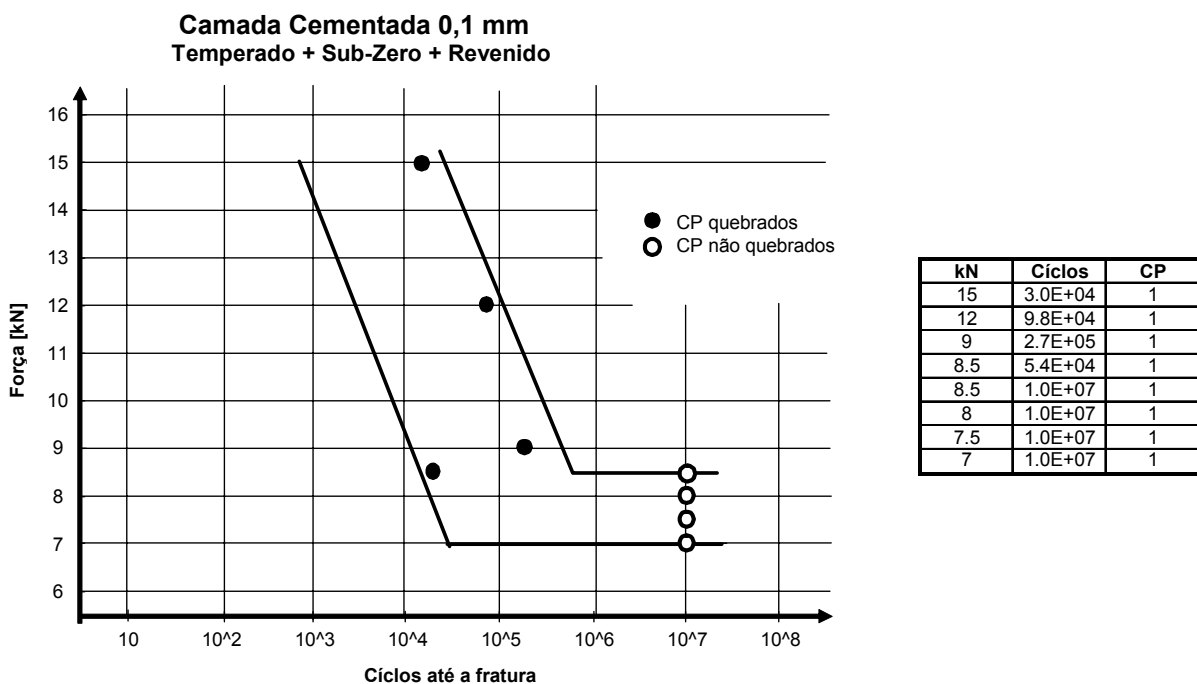


FIGURA 4.19 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm, no estado temperado, sub zero e revenido.

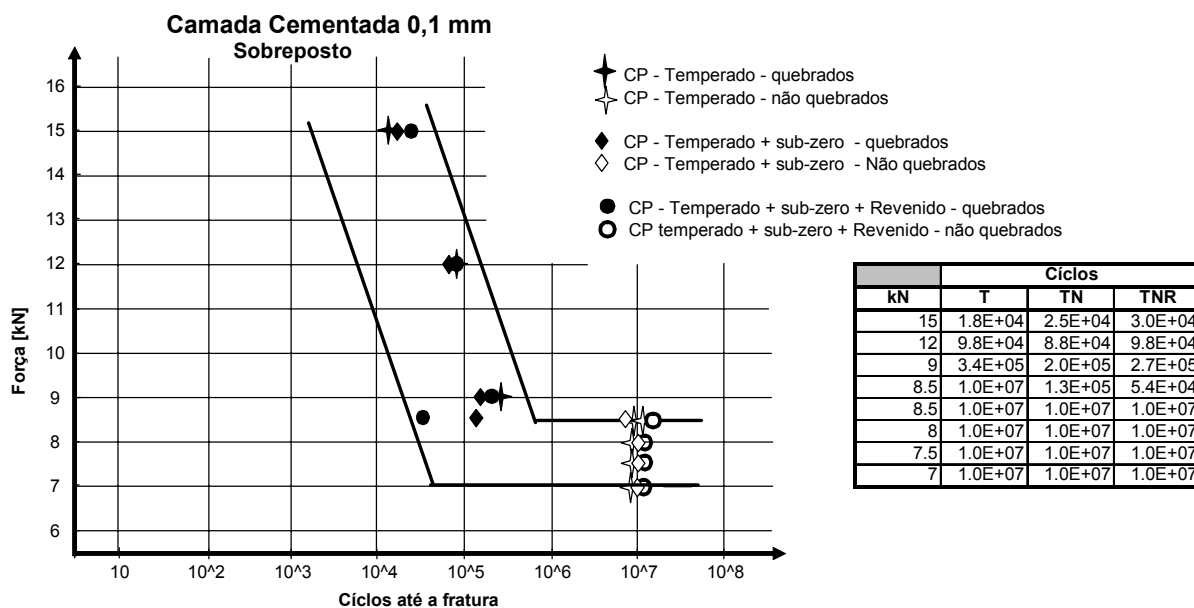


FIGURA 4.20 – Resultados sobrepostos dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 0,1 mm.

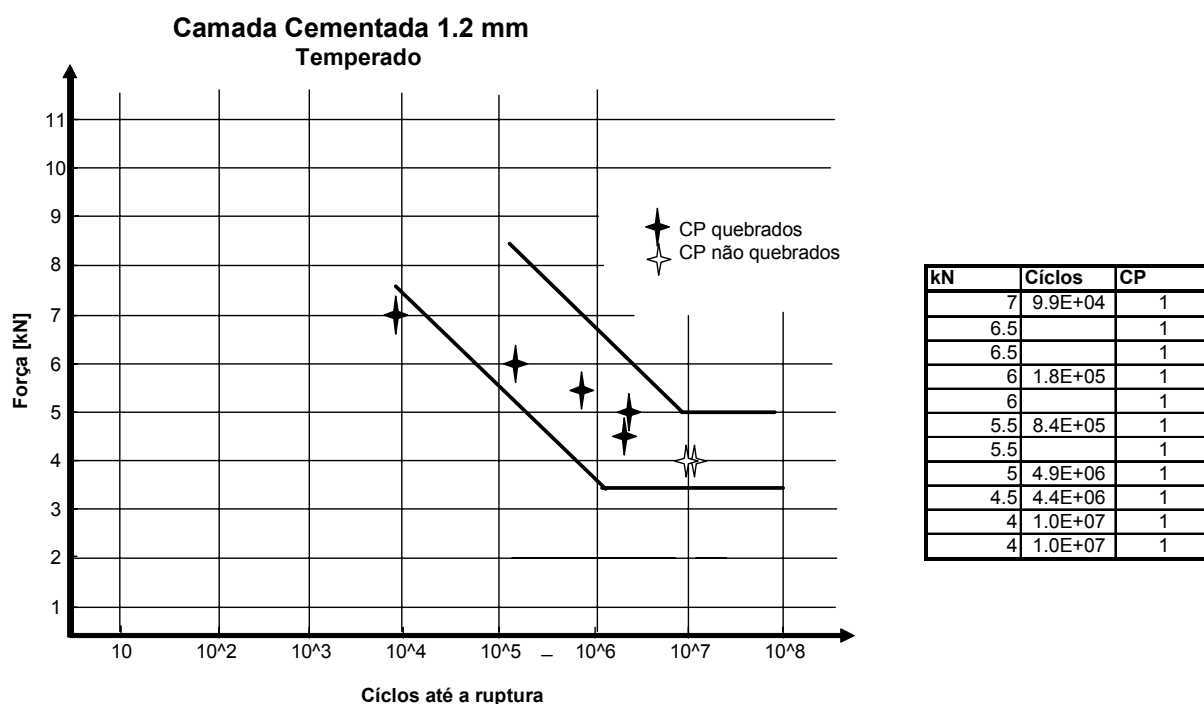


FIGURA 4.21 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm, no estado temperado.

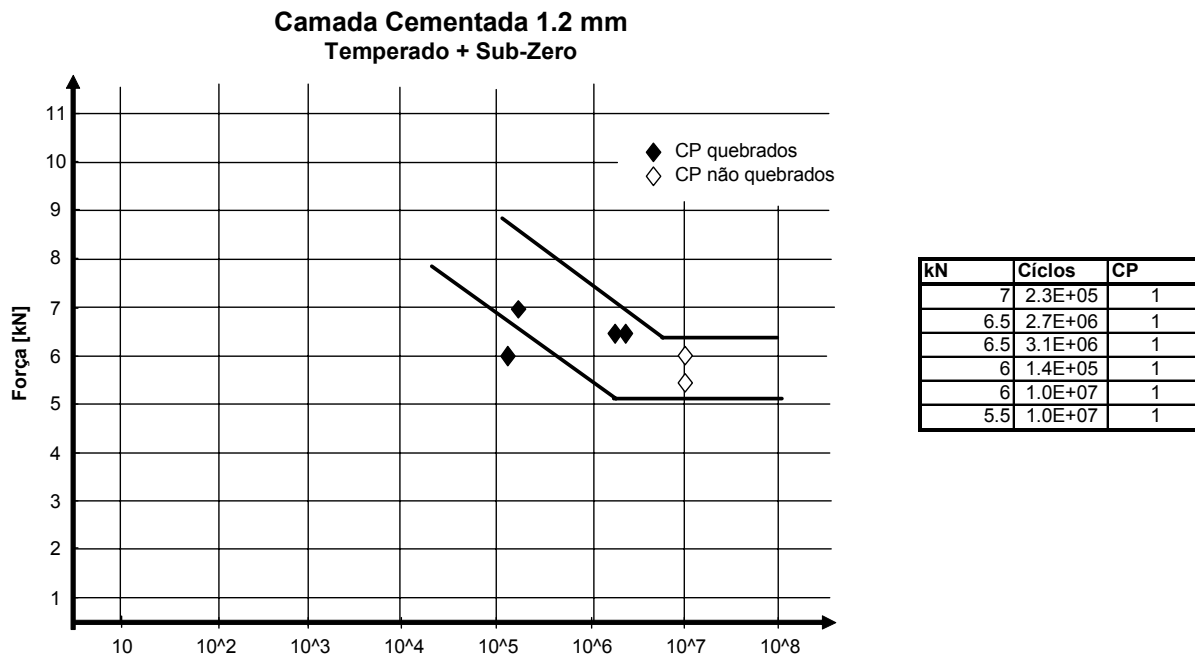


FIGURA 4.22 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm, no estado temperado e com a operação de sub zero.

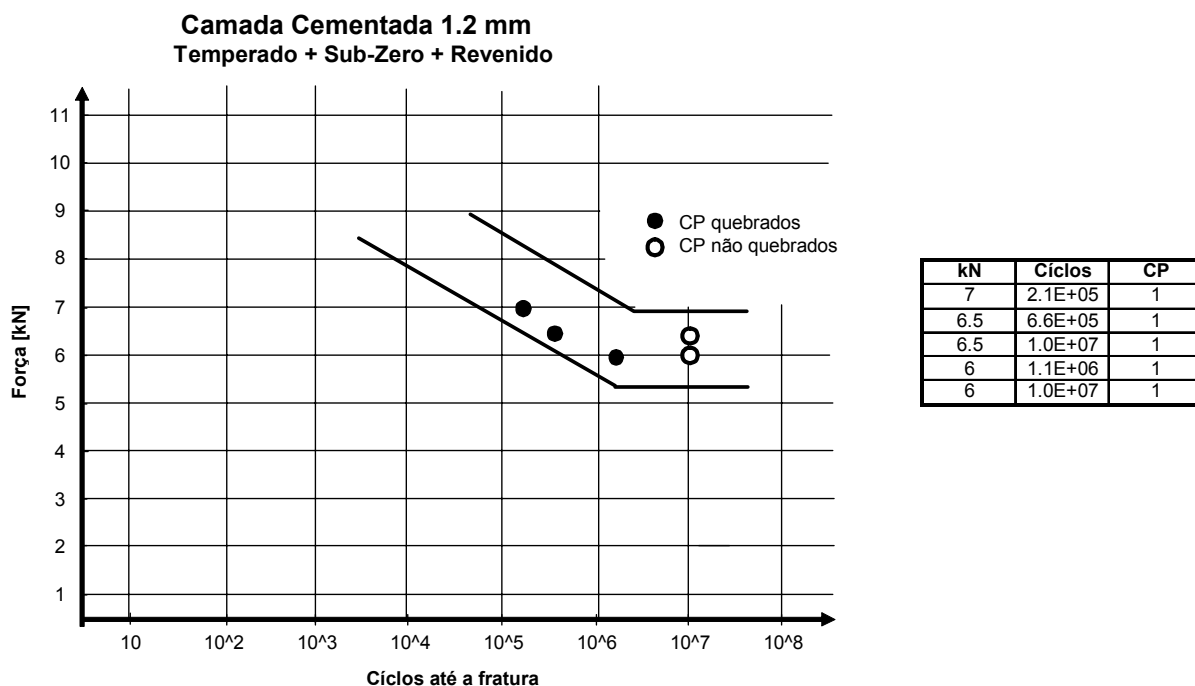


FIGURA 4.23 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm, no estado temperado, sub zero e revenido.

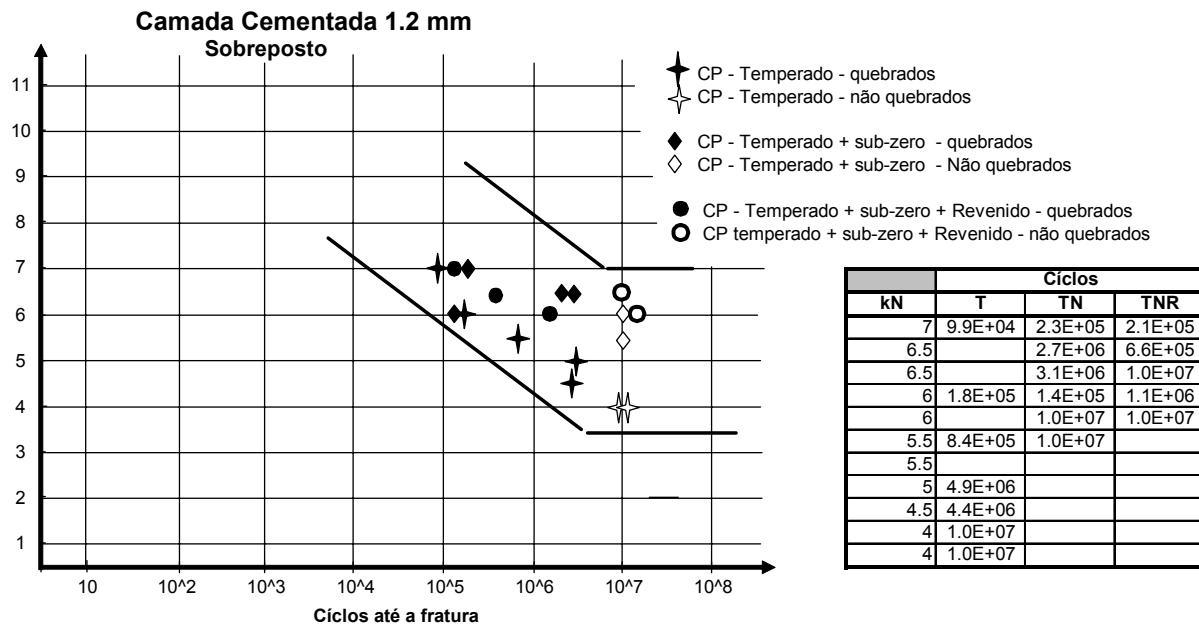


FIGURA 4.24 – Resultados sobrepostos dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm.

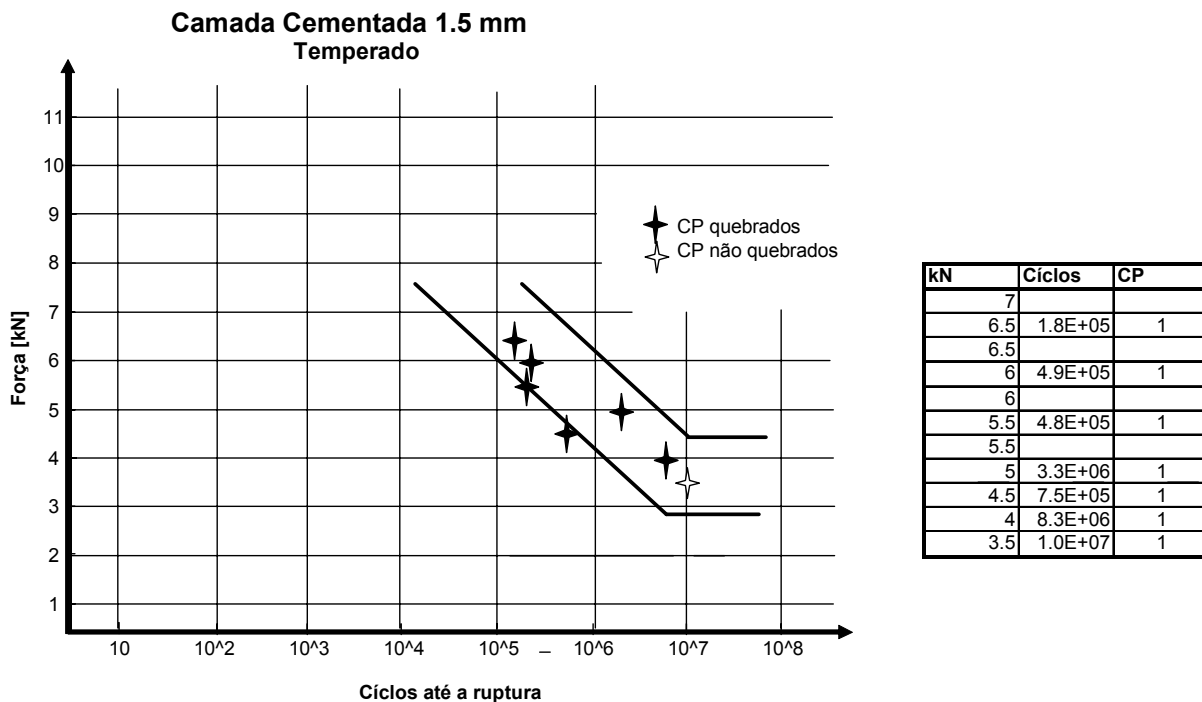


FIGURA 4.25 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,5 mm, no estado temperado.

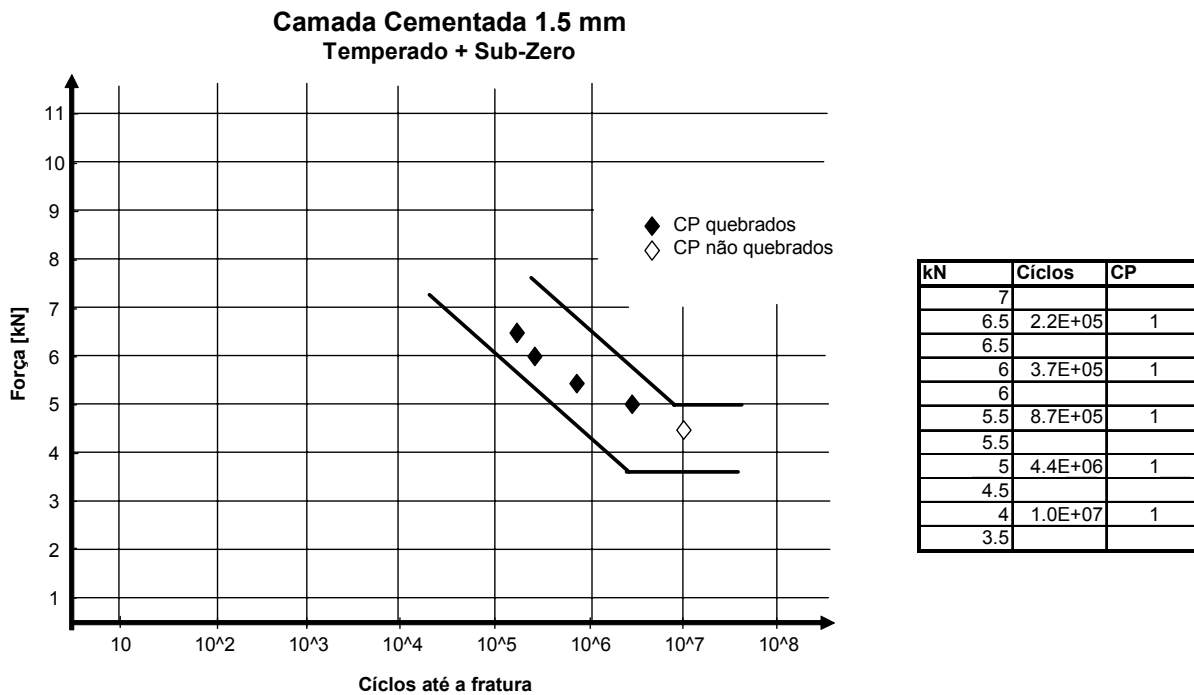


FIGURA 4.26 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,5 mm, no estado temperado e com a operação de subzero.

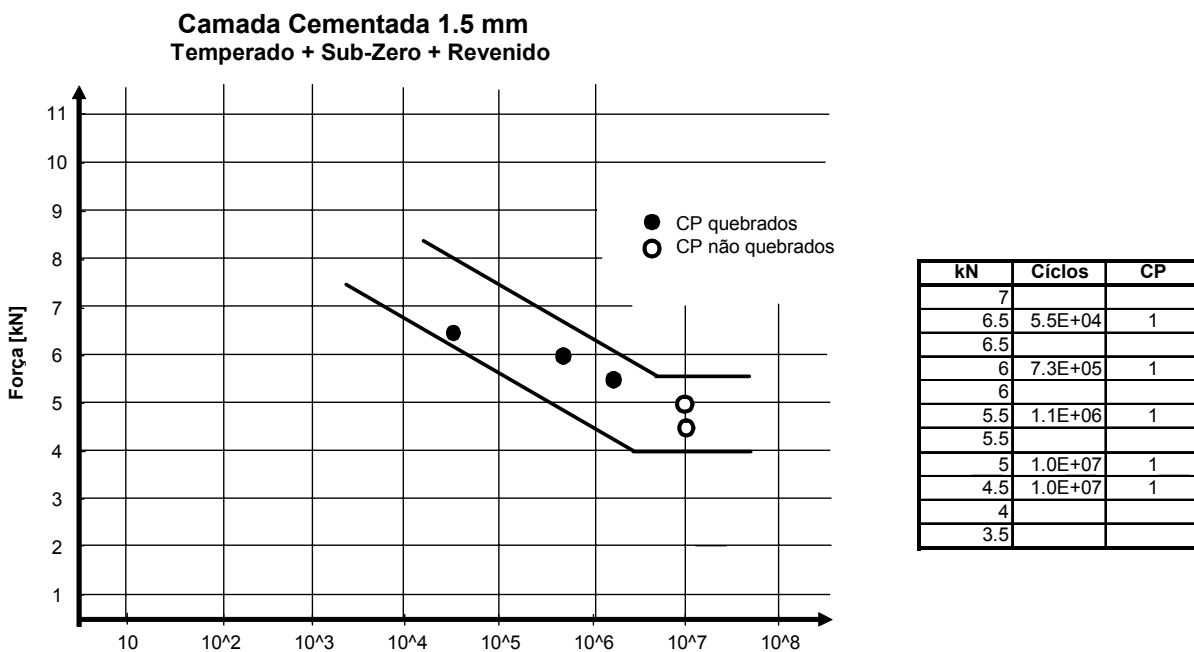


FIGURA 4.27 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,5 mm, no estado temperado, subzero e revenido.

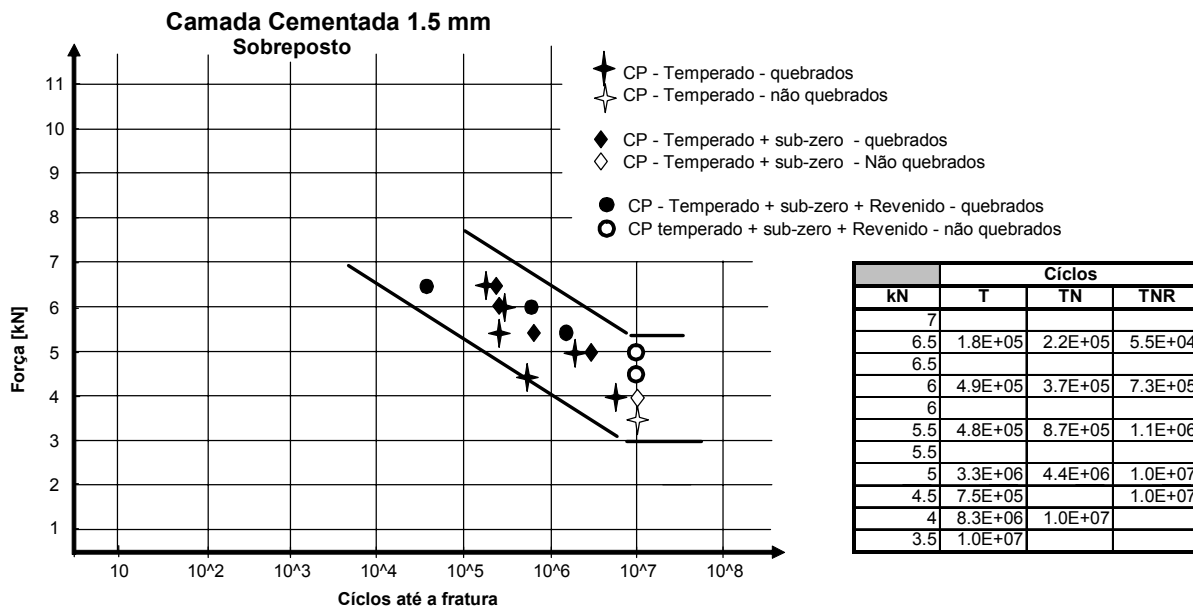


FIGURA 4.28 – Resultados sobrepostos dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 1,2 mm.

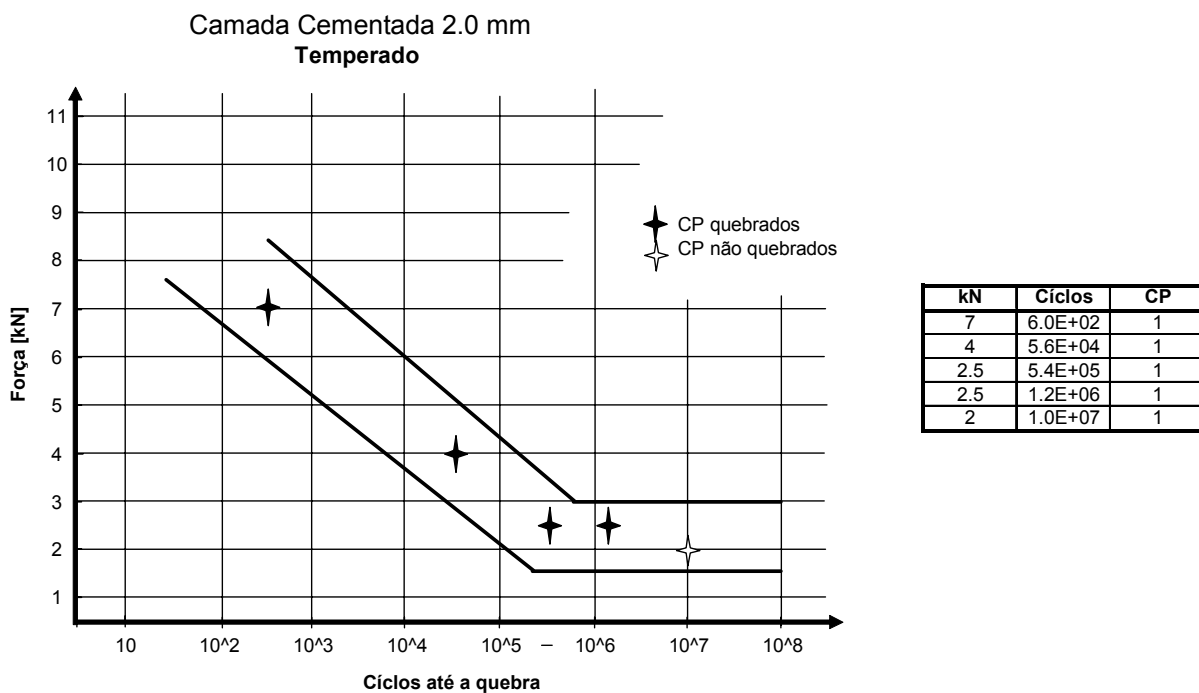


FIGURA 4.29 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm, no estado temperado.

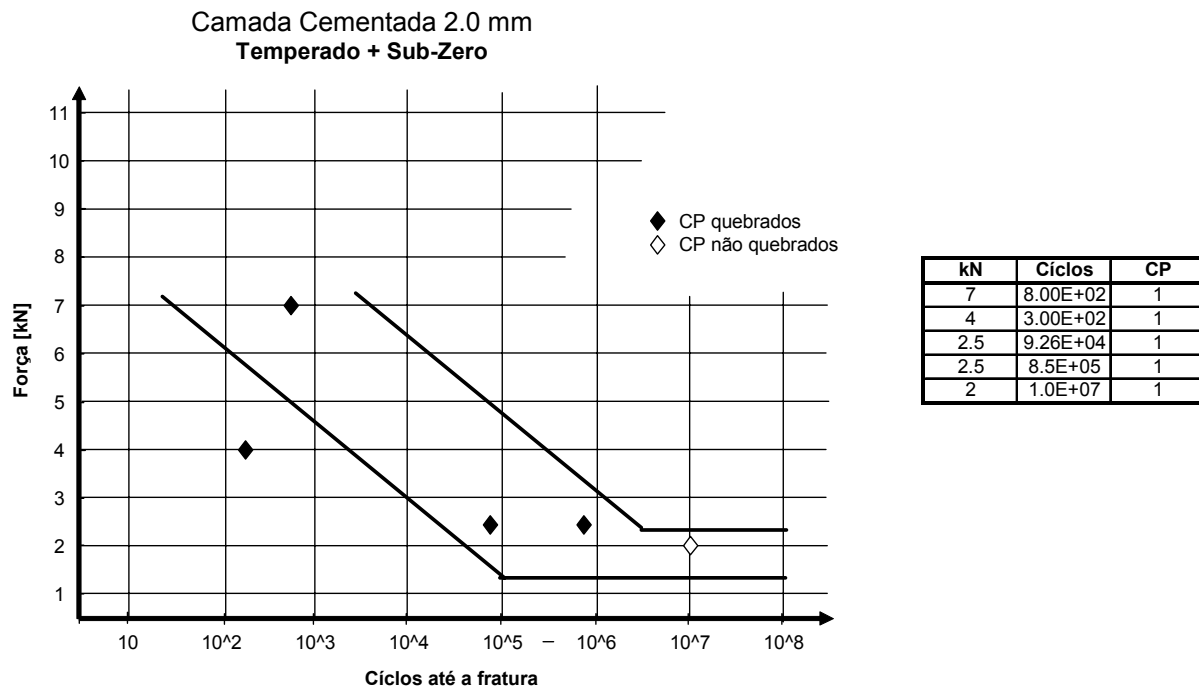


FIGURA 4.30 – Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm, no estado temperado e com a operação de subzero.

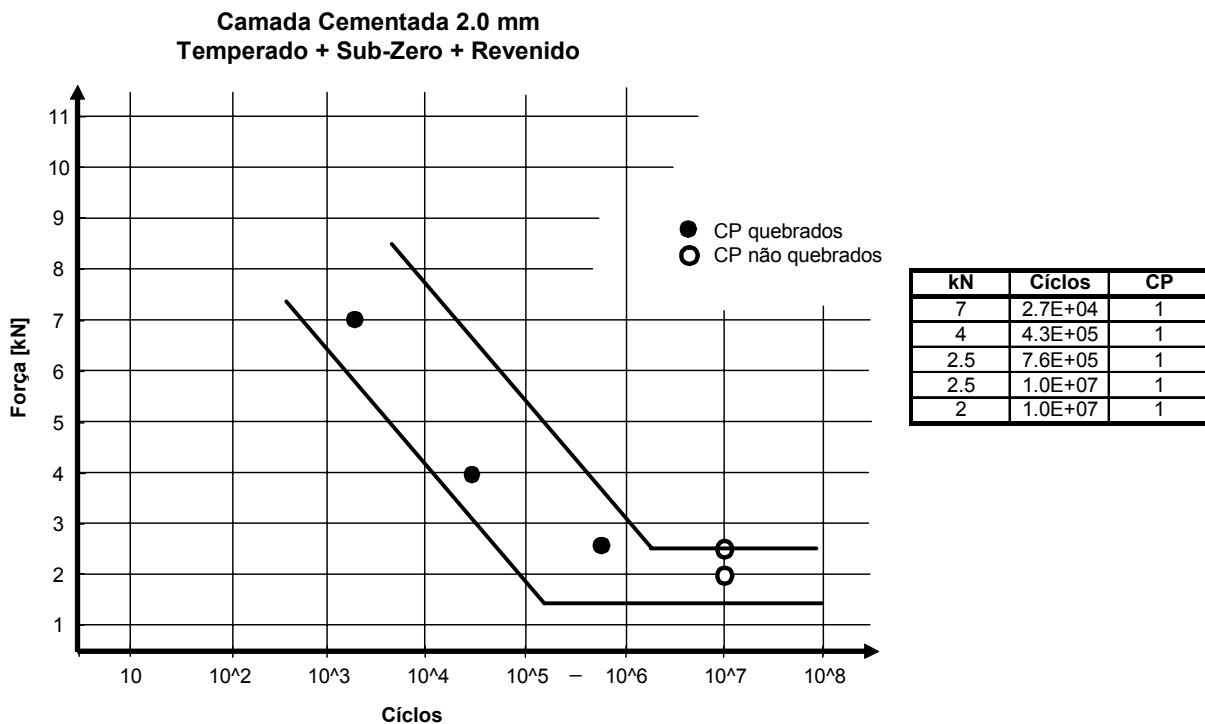


FIGURA 4.31 - Resultado dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm, no estado temperado, sub zero e revenido.

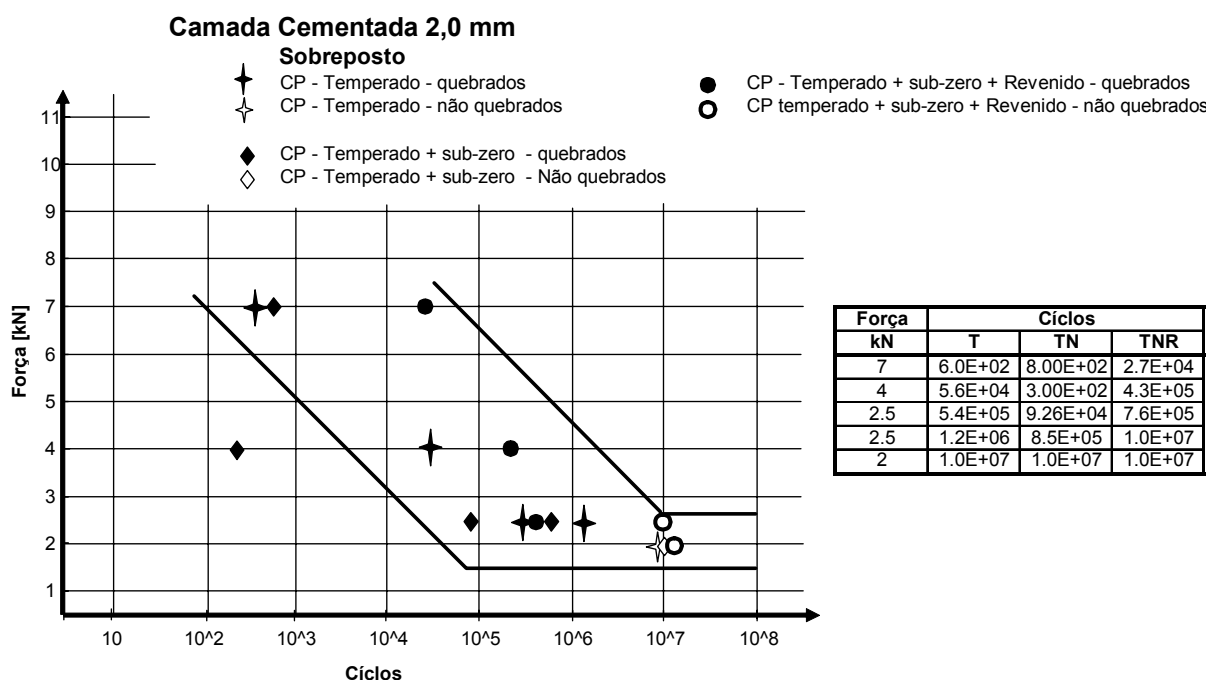


FIGURA 4.33 – Resultados sobrepostos dos ensaios de fadiga para corpos de prova cementados para camada efetiva de 2,0 mm.

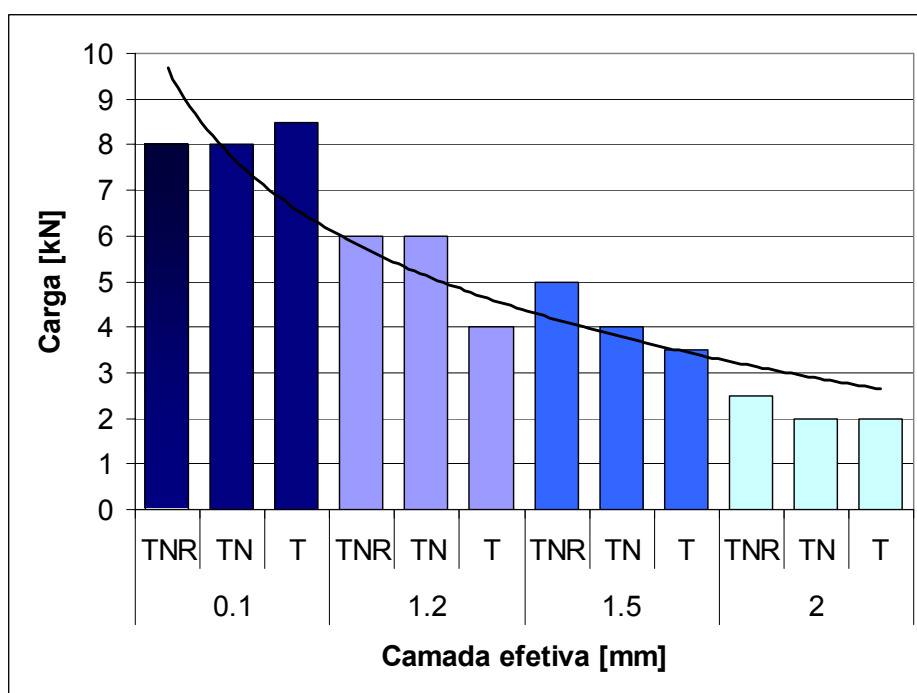


FIGURA 4.34 – Gráfico de barras indicando a carga aplicada a partir da qual o corpo de prova resistiu a um número de ciclos maior que 10^7 .

O teste de fadiga foi conduzido nos corpos de prova e para os quais foram projetado e construído um dispositivo adequado para executar o teste de fadiga por flexão, mostrados no cap.3.

A comparação dos ensaios de fadiga para as diferentes camadas mostra que o limite de resistência diminui com o aumento da camada cementada. Para a camada de 0,1 mm o limite de resistência está na faixa de 8 kN para 107 ciclos sem falha, caindo gradativamente para 2 kN para camada de 2,0 mm, significando neste caso, camada cruzada. Esta redução do limite de resistência à fadiga é explicada pela redução do núcleo original do corpo de prova, a medida em que a espessura da camada efetiva de cementação aumenta, atingindo o menor valor quando a espessura da camada de cementação está cruzada. Portanto, a redução no limite de resistência a fadiga, apontada neste trabalho, ocorre pela redução ou desaparecimento total do núcleo original, pois conforme apontado por Fáfán et alli [47] a resistência à fadiga em aço SAE 8620 cementado aumenta com o aumento da camada cementada, até o limite de 0,8 mm. Deve notar que para aquele caso específico, o diâmetro corpo de prova garantia que não houvesse cementação total ou camada cruzada, para camadas cementadas até valores próximos de 2,5 mm, situado no limite das camadas comercialmente utilizadas.

A intensidade e a distribuição das tensões residuais estão estreitamente relacionados com outros parâmetros tais como, morfologia e dureza da camada, presença de inclusão, etc, significando que a tensão residual não pode variar independentemente. L. J. Erbert [14] afirma ser muito difícil, se não impossível de se definir a influência da tensão residual nas propriedades mecânicas da camada. Apesar desta afirmação, este estudo indica haver, para a vida em fadiga, uma relação biunívoca com a tensão residual quando se consegue reduzir a influência da matéria prima (inclusões, vazios, bolhas e descontinuidades), das incorreções do tratamento térmico (morfologia e as propriedades da camada cementada e do núcleo). Na fig. 4.33 pode-se observar a queda progressiva do limite de resistência à fadiga para os corpos de prova com diferentes profundidades de camada e, que devido as caracterizações do aço e da camada cementada executadas no cap.3 pode-se afirmar que o limite de resistência a fadiga dos corpos de prova deste trabalho sofre influência mínima dos fatores acima listado. Conforme apresentado na revisão bibliográfica, pode-se afirmar que a fadiga é um fenômeno local [3, 38, 40] e que na superfície dos corpos de prova, onde a fratura começa, a única variável que foi alterada foi o valor da tensão residual. Portanto, a redução do limite de fadiga só pode ser atribuída a esta alteração.

4.2.6 – Análise de falha

A avaliação dos aspectos da fratura em alguns dos corpos de prova que falharam durante o ensaio de fadiga foi executada em um microscópio eletrônico de varredura e as figuras estão apresentadas abaixo. Foram avaliadas as fraturas dos corpos de prova com camada efetiva de cementação 0,1mm, 1,2mm, 1,5mm e 2,0 mm com o objetivo de se caracterizar quais mecanismos de falha correspondiam a cada corpo de prova. Estas avaliações são mostradas nas fig. 4.35, 4.36, 4.37 e 4.38 abaixo

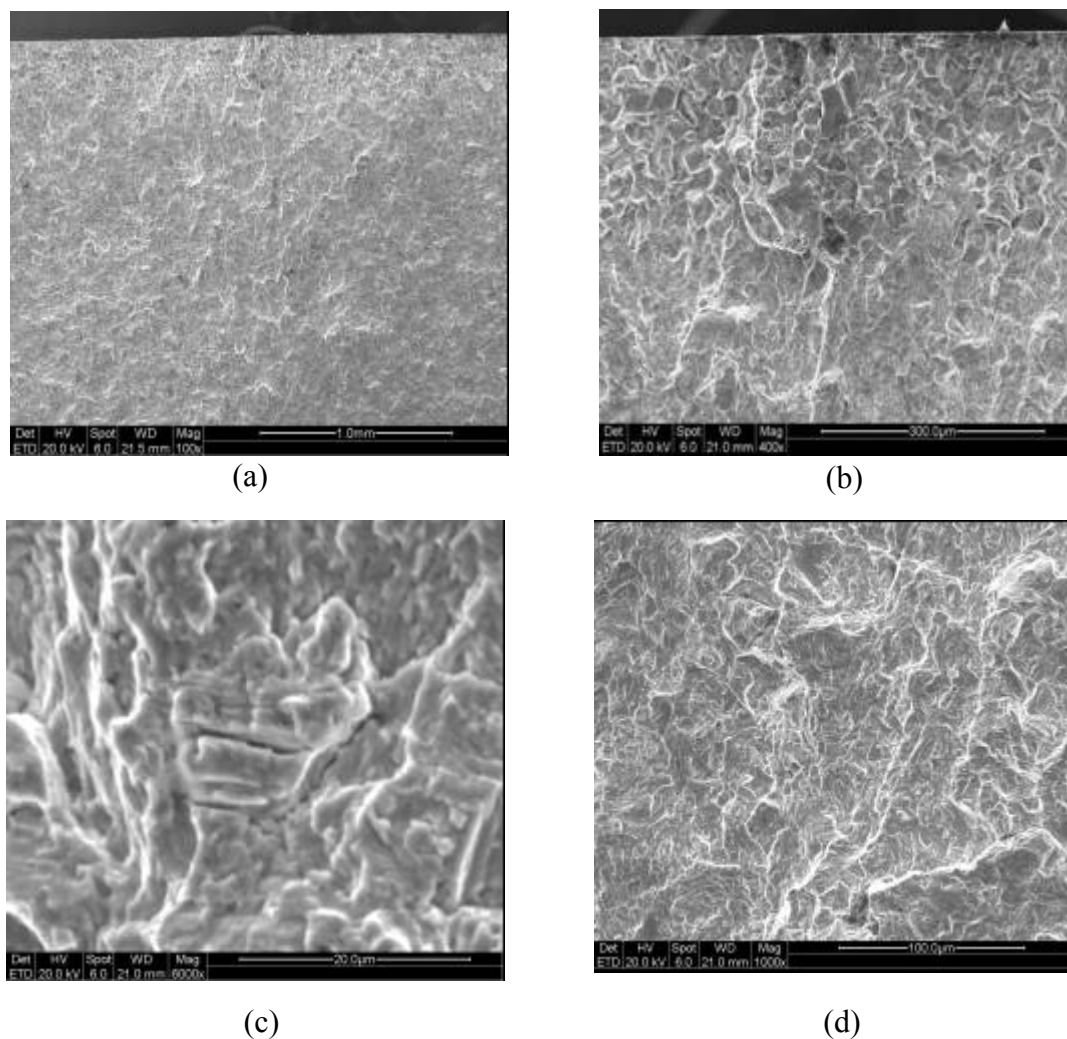


FIGURA 4.35 - (a), (b), (c), (d) – Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 0,1mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $2,7 \times 10^5$ ciclos e 8,5 kN, no ensaio de fadiga.

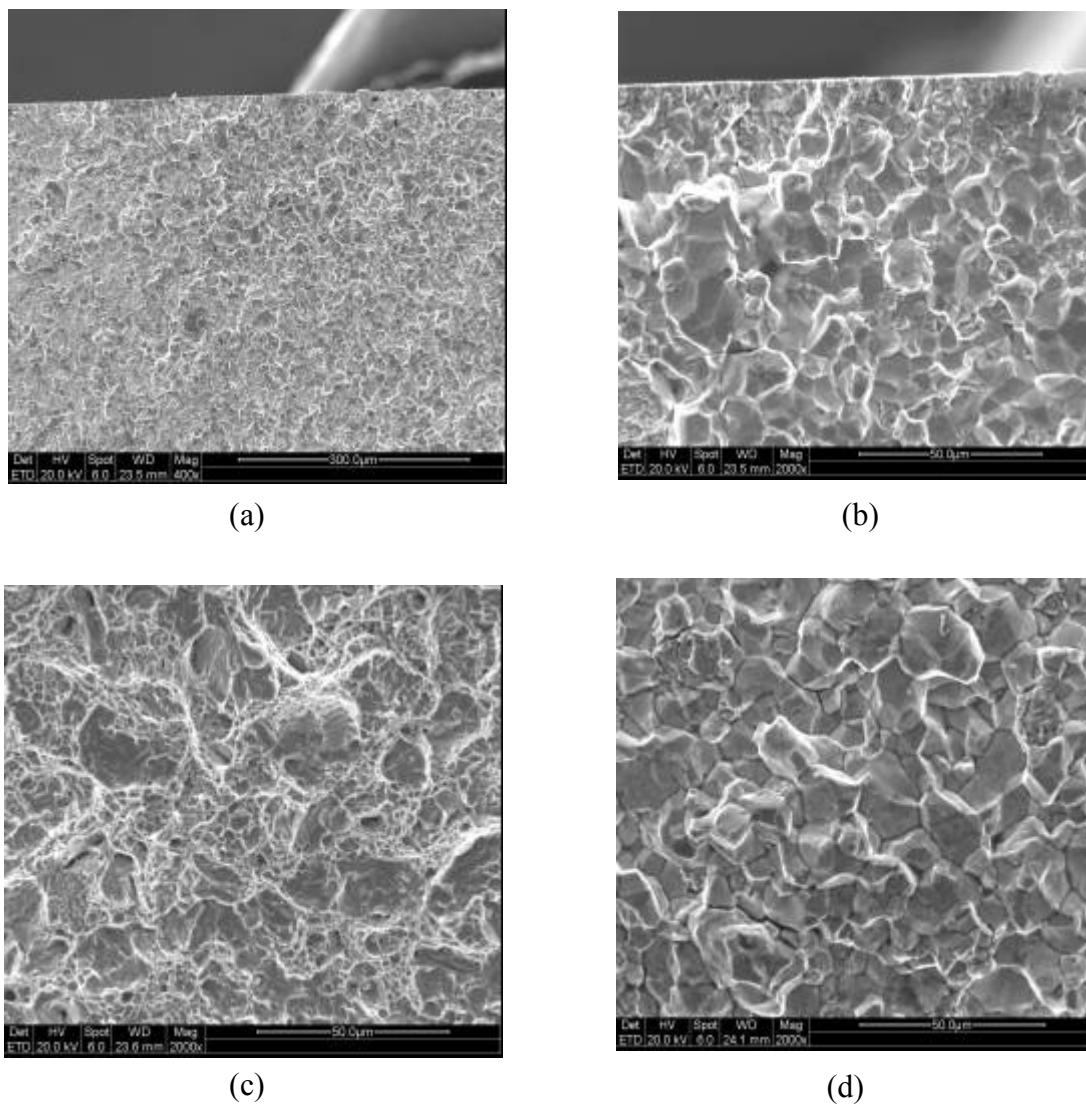


FIGURA 4.36 - (a), (b), (c), (d) – Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 1,2 mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $1,1 \times 10^6$ ciclos e 6,0 kN, no ensaio de fadiga.

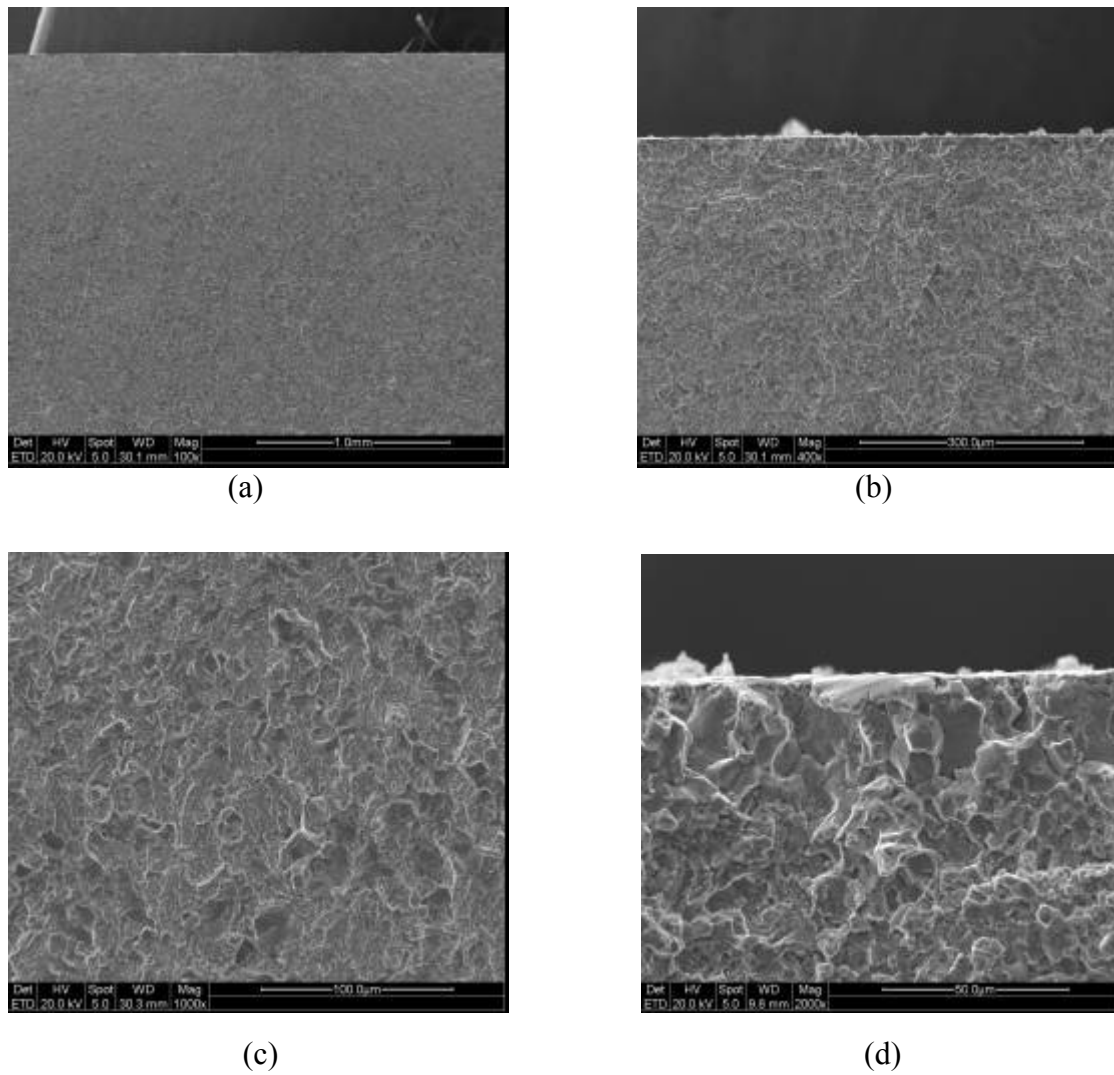


FIGURA 4.37 - (a), (b), (c), (d)– Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 1,5 mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $1,1 \times 10^6$ ciclos e 5,5 kN, no ensaio de fadiga.

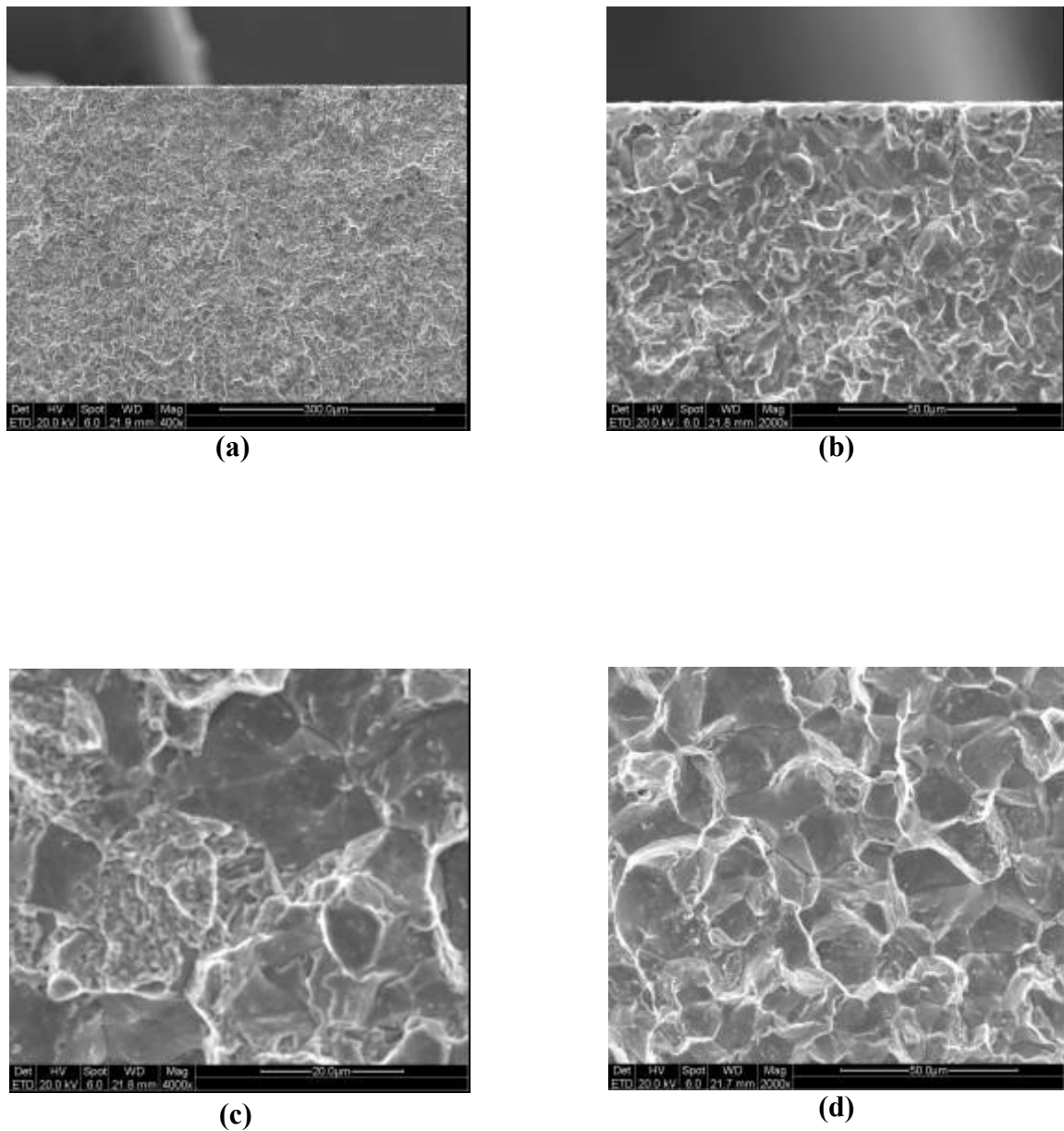


FIGURA 4.38 - (a), (b), (c), (d) – Aspectos topográficos da fratura do corpo de prova com camada efetiva de cementação de 2,0 mm, com o processo de tratamento térmico completo, fraturado com $7,6 \times 10^5$ ciclos e 2,5 kN, no ensaio de fadiga.

A análise da fratura feita por fractografia em microscópio eletrônico de varredura, não permitem uma avaliação precisa e segura do modo de falha dos corpos de prova, apesar de ser conhecido o seu ciclo de fratura, sendo que todos os corpos de prova avaliados foram os que falharam com altos ciclos.

Na fig. 4.34, do corpo de prova com camada de 0,1mm, observa-se o início da fratura na região subsuperficial da amostra, na região próxima à camada cementada. Esta camada é, de fato, um compósito e, como tal, sujeito a desenvolver tensões transversais durante o ensaio mecânico. As figuras 4.34 (c) e (d) apresentam, possivelmente, características de estrias de fadiga com trincas secundárias. Na fig. 4.35 (a), referente ao corpo de prova com camada de 1,2 mm, não é possível constatar a fase I da fadiga. A fig.4.35 (c) apresenta fratura intergranular da camada cementada e o aparecimento de dimples, característico de um final de fratura de material dúctil, não compatível com estado temperado do núcleo do CP. Nos corpos de prova com camadas de 1,5 e 2,0 mm, nota-se o mesmo comportamento, porém sem a presença dos dimples no núcleo do corpo de prova, fato que pode ser explicado pelo cruzamento da camada, eliminando qualquer vestígio do núcleo dúctil original. Este fato confirma a afirmação de que o limite à fadiga é diretamente influenciado pela profundidade da camada cementada.

5 – CONCLUSÕES

Embora a magnitude dos efeitos da tensão residual dependa em algum grau da propriedade mecânica sob consideração, podemos afirmar que na camada cementada dos aços, as duas tensões principais são de compressão e tem os seus sinais invertidos, mudando para tração a partir do instante que a camada se apresenta cruzada.

A tensão residual pode ser correlacionada com as propriedades de fadiga, quando considerado a escolha de uma matéria prima com grau de pureza em conformidades com as normas comerciais e a execução correta do tratamento térmico nas peças ou corpos de prova. O limite de fadiga para os corpos de prova com camada fina de cementação foi de 8 kN e a tensão residual de compressão de aproximadamente -300 Mpa e, para os corpos de prova com camada cruzada em 2 kN e $+600$ kN, estabelecendo a relação entre a tensão residual e a resistência a fadiga apesar da estreita relação desta propriedade com a profundidade da camada.

Desta forma, pode-se voltar à motivação do presente trabalho, definindo, que para componentes mecânicos submetidos a esforços cíclicos deve-se evitar a especificação de engenharia bem como o tratamento térmico com camadas cruzadas, para evitar o potencial de falha deste componente em campo.

6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

No decorrer deste trabalho foi observada a importância da realização das seguintes pesquisas:

- Testar a mesma técnica deste trabalho em corpos de prova cilíndricos submetidos a ensaios de fadiga de alto ciclo por flexão em dispositivo rotatório. Esta geometria favorecerá a determinação do modo de falha por técnicas macro e microscópicas, pela facilidade de se identificar os estágios de propagação da trinca.
- Testar a mesma técnica deste trabalho em corpos de prova feitos com aço ao carbono para cementação, sem elementos de liga.
- Realizar ensaios de fadiga em corpos de prova entalhados, cementados e com estudo prévio da tenacidade à fratura do material.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - DIETER, George Elwood. **Mechanical Metallurgy**. 2. ed. New York: McGraw-Hill Book Company, 1979.
- [2] - ALMEN, John O. **Residual Stress and Fatigue in Metals**. 1. ed. New York: McGraw-Hill Book Company, 1963.
- [3] - SILVA, Paulo Sérgio Carvalho Pereira da. **Comportamento Mecânico de Materiais Metálicos**. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, 1999.
- [4] - PERRY, C. **The Strain Gage Primer**. 2.ed. NEW York: McGraw-Hill Book Company, 1966
- [5] - NOYAN, I.C.; COHEN, J.B. **Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation**. New York: Springer-Verlag, 1987.
- [6] - TIMONSHENKO, S. P. **Resistência dos Materiais**. 3.ed. Rio de Janeiro.. Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1975.
- [7] - ASTM **Determining Residual Stress by the Hole- Drilling-Stran-Gauge Method**. ASTM Designation E-837-85 (1985)
- [8] - LU, J. **1998 Officer's Report: Residual Stresses**. SOCIETY FOR EXPERIMENTAL MECHANICS, INC (1999)
- [9] - CALLISTER JR., WILLIAN D. **Materials Science and Engineering**. 4. ed. New York, EUA: John Willey & Sons Inc.,1997.
- [10]- CULLITY, B.D. - **Quantitative Analysis (Multiphase) Elements of X-Ray Diffraction**. New York - EUA, 1967

- [11]-UNTERWEISER, PAUL M. et alii. **Heat Treater's Guide - Standard Practices and Procedures for Steel.** Ohio – EUA; 1982
- [12]-PREVEY, Paul S. **X-Ray Diffraction - Residual Stress Techniques.** Diffraction Methods - Lambda Research, Inc. p. 381 - 392
- [13]-NORTON, John T. **X-Ray Determination of Residual Stress.** Material Evolution. p. 21 - 41, 1973.
- [14]- EBERT, L.J. **The Role of Residual Stress in the Mechanical Performance of Case Carburized Steels.** Metallurgical Transactions A. Vol. 9. p. 1537 - 1551, 1978
- [15]- DIESBURG, D.E. Eldis, G.T. **Fracture Resistance of Various Carburized Steels.** Metallurgical Transactions A. Vol 9A. p. 1561-1570, 1978.
- [16]- BOND, William B. **X-ray Diffraction of the Residual Stress Level in an AMS 6260 (SAE 9310) Carburized Case.** Norelco Reporter, 13 (1). p. 18-35, 1966.
- [17]- ZAMBON, A. Ramous, E. **Tensioni Residue su Particolari Cementati e Nitridati.** La Metallurgia Italiana vol. 83, nº3, p. 247-252, 1991.
- [18]- HAUKE et alii. **The State of Residual Stress in the Near Surface Region of Homogeneous and Heterogeneous Materials After Grinding.** Metallurgical transactions A vol. 13 A, p. 1239-1244, 1982.
- [19]- PEREIRA, Rubens L. **Diagrama Ferro Carbono - Aços e Ferros Fundidos, Ligas Não Ferrosas, Metalografia, Ensaios Mecânicos.** 3. ed. São Carlos: Seção de Publicações EESCUSP, 1974
- [20]- CHIAVERINI, Vicente. **Aços - Carbono e Aços - Liga** 2.ª ed., São Paulo ABM – 1959
- [21]- LAKHTIN, Y. **Engineering Physical Metallurgy** 2. Ed. Moscow : - MIR Publisher

- [22] - MUNHOZ Jr., Dorival. **Determinação de Tensões Residuais e Austenita Retida em Aços Cementados Usando Difração de Raio x**. 1.ed. São Carlos: UFSCar, 1983
- [22]– METALS HANDBOOK. **Heat Treating, Cleaning and Finishing** 8. ed. American Society for Metals - Metals Park, Ohio, 1964
- [23]– SHAMES, Irving H. **Introdução a Mecânica dos Sólidos** – Editora Prentice Hall do Brasil; 1983.
- [24]- BEER, FERDINAND PIERRE et alii. **Resistência dos Materiais** 2.ed. São Paulo : McGraw-Hill , 1989.
- [25]- MEASUREMENTS GROUP. **Measurements of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method** - Hipertext Publication – 1999.
- [26]- DEREK HULL. **Introduction to Dislocations** - Pergamon Press Ltd. London; 1965.
- [27]- PORTER et alii. **Phase Transformations in Metals and Alloys** - New York; Van Nostrand Reinhold Company Limited , 1981.
- [28]- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Verifying the Alignment of X-Ray Diffraction Instrumentation for Residual Stress Measurement-** E916-96
- [29]- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Practice for X-Ray determination of Retained Austenite in Steel With Near Random Crystallographic Orientation-** E975 - 95

- [30]- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Determining Residual Stress By the Hole-Drilling Strain-Gage Method- E837 – 95**
- [31]- D'Oliveira, A.S.C.; Silva, P.S.C.P.; OGATA, H. T. S, **Determinação das Tensões Residuais em Aço AISI 8620 Cementado, Temperado e Revenido-** XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica; Universidade Federal de Uberlândia, 2001.
- [32]- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial of Metalic Materials - E 18**
- [33]- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Vickers of Metalic Materials - E 92**
- [34]- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Hardness Conversion Tables for Metals - E 140**
- [35]- DEUTSCHES INSTITUT FUER NORMUNG. **pruefung Einsatzgehaerteter Teile- Bestimmung der Einsatzhaertungtiefe Eht - Din 50190.**
- [36]- INTERNATIONAL STANDARD. **Metallic Materials – Hardness Test – Vickers Test – Part 2: HV 0,2 To Less Than HV5 – ISO 6507.**
- [37]- DEUTSCHES INSTITUT FUER NORMUNG. **Ensaio de Fadiga por oscilações. - Din 50100.**
- [38]– RUFFIN A. C. **Fatigue and Fracture Vol. 19** - American Society for Metals – Metals Park, Ohio 1996
- [39]– VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciências dos Materiais** 4. ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1977.

-
- [40]- SILVA, J. G. A. **Avaliação Comportamental de Juntas Soldadas de um Aço Estrutural do Tipo SAC 50 Sob Fadiga**. 1. ed. Ouro Preto: UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO-Escola de Minas, 2001.
- [41]- MEYERS, M. A. **Princípios de Metalurgia Mecânica** – São Paulo, Editora Edgard Blücher Ltda, 1982.
- [42]-RUUD, C.O.. **Residual Stress and Their Measurement**.
1th International Conference on Quenching &Control of Distortion, USA, 1992.
- [43]- METALS HANDBOOK **Heat Treating Vol.4** - American Society for Metals – Metals Park, Ohio 1996.
- [44]- RODAKOSKI, M. R. **Medição de Tensões Residuais com Holografia Eletrônica**. Florianópolis, UFSC - 1997.
- [45]- STEPHENS A, Killian A. **Carburizing 9310 steel – Control of Carbon Profiles in a Fluidized Bed Furnace**. Materials Australia, vol. 33, p. 23-24 May/June 2001.
- [46]- SPICE, JJ et alii. **Optimized Carburized Steel Fatigue Performance As Assessed With Gear and Modified Brugger Fatigue Tests**. Society of Automotive Engineers. 2002-01-1003.
- [46]- FARFÁN, S et alii. **High Cycle Fatigue, Low Cycle Fatigue and Failure Modes of Carburized Steels dized Bed Furnace**. International Journal of Fatigue. Article in Press. 2003-08-022